

ია ყურაშვილი

მონოკრისტალური $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x \leq 0.05$) მყარი ხსნარების
ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების გამოკვლევა

წარმოდგენილია დოქტორის აკადემიური ხარისხის
მოსაპოვებლად

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი
თბილისი, 0175, საქართველო
ივნისი, 2008

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტი

ჩვენ, ქვემოთ ხელისმომწერნი ვადასტურებთ, რომ გავეცანით ია ყურაშვილის მიერ შესრულებულ სადისერტაციო ნაშრომს დასახელებით: “მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x \leq 0.05$) მყარი ხსნარების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების გამოკვლევა” და ვაძლევთ რეკომენდაციას საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტის ინფორმატიკისა და მართვის სისტემების ფაკულტეტის სადისერტაციო საბჭოში მის განხილვას დოქტორის აკადემიური ხარისხის მოსაპოვებლად.

თარიღი

ხელმძღვანელი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

რეცენზენტი:

საქართველოს ტექნიკური უნივერსიტეტი

2008

ავტორი: ია ყურაშვილი

დასახელება: “მონოკრისტალური $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x \leq 0.05$) მყარი ხსნარების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების გამოკვლევა”

ფაკულტეტი : ინფორმატიკა და მართვის სისტემები

ხარისხი: დოქტორი

სხდომა ჩატარდა: თარიღი

ინდივიდუალური პიროვნებების ან ინსტიტუტების მიერ შემომოყვანილი დასახელების დისერტაციის გაცნობის მიზნით მოთხოვნის შემთხვევაში მისი არაკომერციული მიზნებით კოპირებისა და გავრცელების უფლება მინიჭებული აქვს საქართველოს ტექნიკურ უნივერსიტეტს.

ავტორის ხელმოწერა

ავტორი ინარჩუნებს დანარჩენ საგამომცემლო უფლებებს და არც მთლიანი ნაშრომის და არც მისი ცალკეული კომპონენტების გადაბეჭდვა ან სხვა რაიმე მეთოდით რეპროდუქცია დაუშვებელია ავტორის წერილობითი ნებართვის გარეშე.

ავტორი ირწმუნება, რომ ნაშრომში გამოყენებული საავტორო უფლებებით დაცული მასალებზე მიღებულია შესაბამისი ნებართვა (გარდა ის მცირე ზომის ციტატებისა, რომლებიც მოითხოვენ მხოლოდ სპეციფიურ მიმართებას ლიტერატურის ციტირებაში, როგორც ეს მიღებულია სამეცნიერო ნაშრომების შესრულებისას) და ყველა მათგანზე იღებს პასუხისმგებლობას.

რეზიუმე

სილიციუმ-გერმანიუმის მონოკრისტალური შენადნობები გამოირჩევიან მიკროელექტრონიკისა და ოპტოელექტრონიკის ხელსაწყოებსა და მოწყობილობებში გამოყენების ფართო პერსპექტივებით, რასაც განაპირობებს კრისტალური მესრის პარამეტრისა და აკრძალური ზონის სიგანის მართვის პოტენციური შესაძლებლობები.

ამ გარემოების ეფექტურად გამოყენებისათვის აუცილებელია მასიური მონო- და პოლიკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიღებისა და ფუნდამენტური ფიზიკური თვისებების მრავალმხრივი კომპლექსური კვლევა. აღნიშნული პრობლემის გადაწყვეტა საშუალებას იძლევა Si-Ge შენადნობების ბაზაზე შეიქმნას ფოტომიმდებები, რენტგენული და ნეიტრონული გამოსხივების მონოხრომატორები, მზის ენერჯის თერმო- და ფოტოელექტრული გარდამქმნელები და სხვა რიგი ელექტრონული ხელსაწყოები, რომლებშიც ფუძემდებ გამოყენებული სილიციუმი შეიცვლება მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობებით.

დღეისათვის მასიური Si-Ge შენადნობების რეალური სტრუქტურა, მათი მექანიკური და ელექტროფიზიკური პარამეტრები, არასაკმარისადაა შესწავლილი. პრაქტიკულად შეუსწავლელია Si-Ge შენადნობებში სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვის, ურთიერთქმედებისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგეტიკული მახასიათებლები.

წინამდებარე ნაშრომში პირველადაა წარმოდგენილი n და p ტიპის მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური მახასიათებლების, მიკროსისალის, ძვრის დინამიური მოდულის, გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის, რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების ერთობლივი კვლევის შედეგები.

ბოროთა და დარიშხნით ცალ-ცალკე ლეგირებული მასიური მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x \leq 0.05$) შენადნობები მიღებულია გამდნარი მდგომარეობიდან კრისტალიზაციის-ჩოხრაღსკის მეთოდით. ოპტიკური მიკროსკოპის გამოყენებით დადგენილია ლეგირების და გერმანიუმის შემცველობის გავლენა მონოკრისტალის (111) სიბრტყეზე დისლოკაციების სიმკვრივესა და განაწილებაზე. აგრეთვე ნაჩვენებია მიკროსისალის სიდიდეების ცვლილებათა კანონზომიერებანი.

დადგენილია, რომ გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით მცირდება Si-Ge შენადნობების მიკროსისალე. ნაჩვენებია, რომ ბოროთ ლეგირება ზრდის მიკროსისალის სიდიდეებს, რაც განპირობებულია ბორის ატომებთან კრისტალურ მესერში ლოკალიზებული შეკუმშვის დეფორმაციის გავლენით, ატომთაშორისი კავშირის ძალების გაზრდითა და დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის დამუხრუჭებით.

დადგენილია მაღალტემპერატურული მოწვით შენადნობების მექანიკური სიმტკიცის ამაღლება, რაც ატმოსფეროებში დისლოკაციების ბლოკირების მექანიზმით აიხსნება.

ოთახის ტემპერატურაზე, ჰოლის ეფექტის მეთოდით, შესწავლილია ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები საწყის და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობებში.

გამოკვლეულია გრეხითი რხევების ინფრაბერეების სიხშირულ დიაპაზონში (0,5-5,0 μ მ) მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი

ხახუნის პროცესებისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებები.

წარმოდგენილია საცდელი კრისტალების საწყის, თერმულად დამუშავებულ და მაღალ ტემპერატურებზე დეფორმირებულ მდგომარეობებში სტრუქტურულად მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებების შედარებითი ანალიზი.

შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში გამოვლენილია მექანიკური რხევების ენერჯის გაბნევის რელაქსაციური პროცესები და განსაზღვრულია მათი აქტივაციური მახასიათებლები. ასევე, დადგენილია აღნიშნული პროცესების დისლოკაციური ბუნება. გაანალიზებულია ალმასის ტიპის სტრუქტურებისათვის დამახასიათებელი ხრახნული და 60-გრადუსიანი კიდური დისლოკაციების შემადგენელი სეგმენტების, გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების ჩახახვისა და მოძრაობის წვლილი შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესებში.

პირველად დადგენილი სილიციუმის იზოვალენტური გერმანიუმით ლეგირების გავლენით დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრების ცვლილებათა კანონზომიერებანი. ნაჩვენებია, რომ გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით მცირდება კიდური 60-გრადუსიანი და ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების ჩახახვისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები.

გერმანიუმის განსაზღვრული კონცენტრაციის Si-Ge შენადნობებში გამოვლენილია ელექტრულად აქტიური დონორული და აქცეპტორული დარიშხანისა და ბორის გავლენით დისლოკაციური სტრუქტურის ძალური და ენერგეტიკული პარამეტრების შემცირების ტენდენცია. წარმოდგენილია ჯამურ აქტივაციის ენერჯიაში დისლოკაციების ჩახახვისა და მოძრაობის ელექტრონული მდგენელების განსაზღვრული შედეგები.

შესწავლილია გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის არალეგირებული Si-Ge შენადნობების ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში. 400 და 600°C ტემპერატურების არეებში გამოვლენილია ძვრის მოდულის ანომალური ამადლება. დინამიური მოდულის ასეთი ცვლილებები გაანალიზებულია Si-Ge შენადნობების კრისტალურ მესერში ფაზური გარდაქმნის პროცესების შესაძლებლობების ასპექტში.

თანამედროვე წარმოდგენებით სილიციუმის ალმასის ტიპის სტრუქტურაში აღმოჩენილია პოლიტიპური სტრუქტურული გარდაქმნები. მოსაზრებები ჰექსაგონალური და რომბული სიმეტრიის სილიციუმის ფაზების არსებობის შესახებ წინააღმდეგობრივია და საჭიროებს სტრუქტურისა და თვისებების დამატებით გადრმავეულ შესწავლას. ლიტერატურულ წყაროებში დასაბუთებულია სილიციუმის მონოკრისტალის ზედაპირულ ფენებში დეფორმაციის ზემოქმედებით ფაზური გარდაქმნების რეალობა, რასაც ადასტურებს სტრუქტურულად-მგრძობიარე მიკროსისალისა და დინამიური მექანიკური მოდულების ტემპერატურულ ინტერვალში შესწავლის შედეგები.

შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისული ტიპის პროცესების მახასიათებლების ანალიზის საფუძველზე დადგენილია, რომ ფაზური გარდაქმნები ასევე მიმდინარეობს Si-Ge მონოკრისტალების მოცულობაში უპი-

რატესად ძვრის მექანიზმით, რაც დასტურდება ძვრის მოდულის ანომალიისა და რელაქსაციურ-ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესების ძლიერი ამპლიტუდური დამოკიდებულებით.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ბორისა და დარიშხანის დაბალი კონცენტრაციით ლეგირება იწვევს Si-Ge შენადნობების მიკროსისალისა და ძვრის მოდულის სიდიდეთა გაზრდას. ხოლო მათი მაღალი კონცენტრაციით ლეგირების შემთხვევაში აღნიშნული მექანიკური მახასიათებლების სიდიდეები მნიშვნელოვნად მცირდება. მექანიკური მახასიათებლების ცვლილებები წარმოდგენილ ნაშრომში გაანალიზებულია დისლოკაციური სტრუქტურისა და არადრეკადი მახასიათებლების ცვლილებებთან ურთიერთკავშირში.

ნაჩვენებია, რომ ელექტრულად აქტიური მცირე კონცენტრაციის ბორი და დარიშხანი, მათი ატომური რადიუსების არსებული განსხვავებების მიუხედავად პრაქტიკულად ეფექტურად ამუხრუჭებენ დისლოკაციებს, იწვევენ ახალი დისლოკაციების გენერაციის ენერგეტიკული ბარიერის ამაღლებას და განაპირობებენ დრეკადობის ზღვრის მრავალჯერად ზრდას.

მაღლეგრებელი ბორისა და დარიშხანის მაღალი შემცველობების მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების მექანიკური თვისებების მახასიათებლების თავისებურება გაანალიზებულია დისლოკაციების ბირთვებში გაწყვეტილი ელექტრონული ბმების გაჯერების დაშვების საფუძველზე, რის შედეგადაც 60 - გრადუსიანი კიდური და ხრახნული დისლოკაციები თავისუფლდებიან ელექტრონული დამუხრუჭებისაგან. ასეთ პირობებში გაიზრდება დისლოკაციების ძვრადობა და შესაბამისად შემცირდება მექანიკური თვისებების მახასიათებლები.

დადგენილია, რომ მაღლეგრებელი მინარეგების - ბორისა და დარიშხანის კონცენტრაციის ცვლილებებით შესაძლებელია Si-Ge შენადნობების სტრუქტურულად-მგრძობიარე მექანიკური თვისებების პროგნოზირება და მართვა.

მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრების მართვის დადგენილი კანონზომიერების საფუძველზე წარმოდგენილია ტემპერატურულ ინტერვალში არსებული მექანიკური რხევების ენერჯის გაბნევის რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები. გაანალიზებულია {111} კრისტალოგრაფიული სისტემის სიბრტყეებზე დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობით განპირობებული რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის აქტივაციის ენერჯისა და სისშირის ფაქტორის ცვლილებები მაღალტემპერატურული რხევითი დეფორმაციების პირობებში.

გამოვლენილია მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ცვლილების კრიტიკული არეები. განსაზღვრულია ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული სიდიდეები და მათი გამოყენებით დადგენილია დრეკადობის ზღვრის მნიშვნელობები. დადგენილია მიკროპლასტიური დეფორმაციის დაწყების კრიტიკული მექანიკური ძაბვის მნიშვნელობები და მათი ცვლილებების საზღვრები.

სადისერტაციო ნაშრომში შესრულებულმა სამუშაოებმა გამოავლინეს მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დამახასიათებელი დისლოკაციური სტრუქტურის განმსაზღვრელი როლი სტრუქტურულად-მგრძობიარე ელექტროფიზიკური, დინამიური მექანიკური თვისებებისა და რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის სპექტრის

ფორმირებაში. ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და დეფორმაციის ზემოქმედებით რეალური სტრუქტურის და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებული იქნას მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფუძეზე ახალი ფუნქციონალური ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების შესაქმნელად.

Resume

Monocrystalline alloys of the silicon-germanium system are characterized by the wide application perspectives in microelectronic and optoelectronic equipments and devices. That is caused by the possibilities of controlling lattice parameters and the energy gap. For the effective application of these properties, complex investigations of the process of obtaining and the fundamental physical properties of the bulk mono- and polycrystalline Si-Ge alloys is important. The solution of the mentioned problems gives us possibilities to create photodetectors, X-ray and optoelectronic transducer and other electronic devices, in which for substrate instead of Si will be used Si-Ge monocrystalline alloys.

At present, the real structure of bulk Si-Ge alloys, their mechanical and electrophysical parameters have not been complexly investigated. Practically have not been investigated also, energetic and activation characteristics of the generation of the structural defects, their interactions and motions.

In the present work we are presented results of the microstructural, electrophysical, microhardness, dynamic shear modulus, torsion oscillation internal friction relaxation and hysteretic processes investigations for n- and p- types monocrystalline Si-Ge alloys.

Bulk monocrystalline $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x < 0.05$) alloys separately doped by B and As have been grown by the crystallization-Czochralski method from the melt. Dependence of doping and Ge concentration on the density and distribution of dislocation in the (111) plane have been established by using the optical microscope. Regularities of changes of value of microhardnes have been shown also.

It has been established, that increase of Ge concentration cause decrease of microhardnes values of Si-Ge alloys. Doping by boron cause increase of microhardness values, reason of this are influence of compressive deformation near of B atoms in the crystalline lattice; increasing of inter-atomic bonding forces; and generation of dislocation and retardation of their motion.

Increasing of the mechanical hardness by the high temperature annealing have been established, which can be explained by the mechanism of blocking by impurities of dislocations in the impurity atmospheres.

Electrophysical characteristics of doped Si-Ge monocrystals in the initial state and after thermal treatment have been studies by the Hole effect at the room temperature.

Temperature and amplitude dependence of internal friction and shear modulus of monocrystalline Si-Ge alloy in the low frequency (0,5-5,0 Hz) torsion oscillation have been investigated.

Structural sensitive physical-mechanical properties and their comparable analysis of the specimens in the initial state, after thermal treatment and under deformation are presented.

Relaxation processes of dissipation of mechanical oscillation energy in the IF and shear modulus temperature spectra have been revealed. Dislocation nature of mentioned processes and their relaxation characteristics are established.

Role of generation and motion of geometrical and kink pairs, segments of screw and 60° - dislocation which are characterized for diamond type structure on the IF relaxation and hysteretic processes has been established.

Regularities of changing of the parameter of dislocation structure, caused by the doping with isovalent germanium have been established at first.

It has been revealed, that increase of the Ge concentration causes decrease of geometrical and kink pairs generations, values of activation energy and motion on the dislocations with 60^0 -edge and screw dislocations.

Tendency to decreasing of the dislocation structure, force and energetic parameters owing to doping by the donor As and acceptor B in the Si-Ge alloys with the definite concentration of Ge are established.

Absolute value of shear modulus of different contents of Ge for nondoped Si-Ge alloys in the wide temperature range has been established. Anomalous increase of shear modulus near 400 and 600°C temperatures has been revealed. These anomalous are explained in aspect of possibilities of structural transformations in the crystalline lattice.

Owing to the modern conception in the diamond type Si structure, polytypical structural transformation is revealed. Today, opinions about existence of the hexagonal and rhombohedral symmetry Si phases are contradictory and needs future additional investigation of the structure and properties of material. The reality of the phase transformation by the deformation in surface layers of Si monocrystal is evident in the literatures data, which are agreed with the results of structure-sensitive microhardness and dynamic shear modulus investigations.

On the base of analysis of characteristic of hysteretic type processes of IF has been established, that phase transformation takes place also in the Si-Ge system, mainly by the shift mechanism. This idea is confirmed by the anomalous of shear modulus and amplitude dependence of the relaxation and hysteretic IF processes which are observed.

Experiments has shown, that doping by the low- concentration of As and B causes increase of the values of michroharness and shear modulus in Si-Ge alloys. But doping with the high concentration of As and B causes significant decrease of the values of mechanical characteristics.

Mechanisms of changing of the mechanical characteristics are analyzed with opinion about connection between changes of the dislocation structure and unelastic properties.

It has been shown, that electrical activity low-concentration B and As, in spite of difference between the atomic radius of these elements, practically they very effectively causes retardation of dislocation, increasing energetic barrier of generation of new dislocations and considerably increase of the elastic limit.

Peculiarities of characteristic of mechanical properties of monocrystalline Si-Ge alloys doped with high concentration of B and As have been analyzed on base of assumption saturation of the disconnected electron coupling in the dislocation cores, which cause to release of 60^0 -edge and screw dislocations from electron coupling. In such condition dislocation mobility increases and respectively decreases characteristics of mechanical properties.

It is established, that by changing of the concentration of doping B and As impurities is possible to control and predict structural-sensitive mechanical properties of Si-Ge alloys.

On the base of regularities of controlling of the dislocation structure parameters of monocrystalline Si-Ge alloys, it has been established microscopic mechanism of relaxation processes of energy dissipation of mechanical oscillations in the temperature interval.

It has been analyzed changes of frequency factor and relaxation IF activation energy in condition of high temperature oscillating deformation caused by the generation and mobility of 60^0 - edge and screw dislocations on $\{111\}$ crystallographic system planes.

Critical area of changing of the internal friction and shear modulus of monocrystalline Si-Ge alloy has been revealed. Critical values of amplitude deformation and elastic limit has been established. Values of critical mechanical stress of beginning of microplastic deformation and character of their changing are determined.

Presented work reveals the role of dislocation structure of monocrystalline Si-Ge alloys in formation of structural sensitive electrophysical, dynamic mechanical properties and relaxation and hysteretic IF spectra. Regularities of changes of physical-mechanical properties, established by doping, thermal treatment and deformation can be used for application new equipments and devices based on monocrystalline Si-Ge alloys.

მადლიერება

მადლიერებით მოვისხენიებ სადისერტაციო ნაშრომის ხელმძღვანელს ტ.მ.დ., პროფ. ბატონ თენგიზ მხეიძეს ასპირანტურაში სწავლებისა და დისერტაციაზე მუშაობის პერიოდში გაწეული პედაგოგიური და მეცნიერული ხელმძღვანელობისათვის.

ია ყურაშვილი.

სარჩევი

ცხრილების ნუსხა	13
სურათების ნუსხა	14
შესავალი	15
1. ლიტერატურული მიმოხილვა	19
1.1. დისლოკაციები ალმასის ტიპის სტრუქტურაში	19
1.2. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურა	22
1.3. მასიური Si-Ge შენადნობების რეალური სტრუქტურა	31
1.4. მასიური Si-Ge შენადნობების მექანიკური თვისებები	37
1.5. დენის მატარებლების ძვრადობა Si-Ge შენადნობებში	38
1.6. დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის თავისებურებები ლეგირებულ სილიციუმში	41
2. შედეგები და მათი განსჯა.....	50
2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები	50
2.1.1. ჩოხრალსკის მეთოდით კრისტალების მიღება	50
2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდიკა	52
2.1.3. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდიკა	52
2.1.4. მიკროსისალის განსაზღვრის მეთოდი	53
2.1.5. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი	54
2.2. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები	57
2.2.1. მონოკრისტალური შენადნობების მიკროსტრუქტურა.....	57
2.2.2. Si-Ge მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური თვისებები	63
2.2.3. მონოკრისტალური Si და Si-Ge შენადნობების მიკროსისალე	69
2.3. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების არადრეკადი თვისებები	74
2.3.1. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები	74
2.3.2. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები[125-128]	89
2.3.3. დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები[129-131]	100
2.3.4. მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მექანიზმები	108
2.3.5. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება	113
დასკვნა	124
გამოქვეყნებული შრომების ნუსხა	126
გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა	127

ცხრილების ნუსხა

ცხრილი 1. მონოკრისტალური სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები	68
ცხრილი 2. მონოკრისტალური სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები	73
ცხრილი 3. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების აქტივაციური და მექანიკური მახასიათებლები	80
ცხრილი 4. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები	99
ცხრილი 5. დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები	105
ცხრილი 6. დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებისა და მასთან დაკავშირებულ დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვების მახასიათებლები	112
ცხრილი 7. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დინამიური მექანიკური მახასიათებლები	122

სურათების ნუსხა

სურ. 1. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა	56
სურ.2. $\text{Si}_{0.99}\text{Ge}_{0.01}:\text{As}$ მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$	59
სურ.3. $\text{Si}_{0.99}\text{Ge}_{0.01}$ მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$	60
სურ.4. $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}$ მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$	60
სურ.5. $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}:\text{As}$ ($\sim 1 \times 10^{19} \text{sm}^{-3}$) მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$	62
სურ. 6. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (ა) და ძვრის მოდულის (ბ) ტემპერატურული სპექტრები	76
სურ.7. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1,2) და ძვრის მოდულის (1', 2') ტემპერატურული დამოკიდებულება	91
სურ.8. დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1,2,3) და ძვრის მოდულის (1', 2', 3') ტემპერატურული დამოკიდებულება	101
სურ. 9. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1,2,3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2', 3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება	115
სურ.10. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1,2,3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2', 3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება	119
სურ.11. დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1,2,3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2',3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება	122

შესავალი

სილიციუმ-გერმანიუმის სისტემის მასიური მონო- და პოლიკრისტალური შენადნობები ხასიათდებიან ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობაში პრაქტიკულად გამოყენების მაღალი პერსპექტივით. მათი პოტენციური შესაძლებლობები ნათლად არის წარმოდგენილი არსებულ სამეცნიერო პუბლიკაციებში, სადაც ინტენსიურად ქვეყნდება მასალები Si-Ge სისტემის შენადნობების მასიური და თხელი ფირების მონოკრისტალების მიღების ტექნოლოგიის, სტრუქტურისა და ნახევარგამტარული თვისებების კვლევის შედეგების შესახებ. Si-Ge შენადნობებისადმი მზარდ ინტერესს განაპირობებს მათი კრისტალური მესრის პარამეტრისა და აკრძალული ენერგეტიკული ზონის მდოვრედ ცვლილების შესაძლებლობა. ეს გარემოება მეტად მნიშვნელოვანია ნახევარგამტარების მასალათმცოდნეობის პრობლემების გადასაწყვეტად, კერძოდ Si-Ge სისტემის შენადნობების სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე მექანიკური და ელექტროფიზიკური თვისებების მართვის და პროგნოზირების შესაძლებლობის ასპექტში. ნახევარგამტარული Si-Ge სისტემის შენადნობების ძირითადი თვისებების მართვის შესაძლებლობის დადგენა წარმოაჩენს ახალ პერსპექტივებს როგორც პრინციპულად ახალი ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შესაქმნელად, ასევე რიგი არსებული ხელსაწყოების პარამეტრების გასაუმჯობესებლად.

მასიური მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობები პერსპექტიულია რენტგენისა და ნეიტრონების გამოსხივების დეტექტორებში, ფოტომიმღებებში, მზის გამოსხივების ენერჯის თერმო- და ფოტოელექტრულ გარდამქმნელებში, მაღალეფექტურ დისკრეტულ ხელსაწყოებში, ელექტრონიკასა და ფოტონიკაში სხვადასხვა დანიშნულების მოწყობილობების შესაქმნელად.

დღეისათვის Si-Ge სისტემის შენადნობების ფართომასშტაბური პრაქტიკული გამოყენება გაძნელებულია არსებული ტექნოლოგიური და ფუნდამენტური კვლევითი სამუშაოების აშკარად არასაკმარისი მოცულობის და სიღრმის გამო, პრაქტიკულად შეუსწავლელია მასიური Si-Ge

სისტემის მონოკრისტალების სტრუქტურაში დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების კრისტალოგომეტრიული და ენერგეტიკული მახასიათებლები, ნახევარგამტარული მასალების სხვადასხვა ტიპის სტრუქტურული დეფექტების თერმული მდგრადობისა და ელექტრული აქტიურობის გავლენის მექანიზმები. არასაკმარისადაა შესწავლილი თერმული, მექანიკური და რადიაციული ზემოქმედებისადმი მასიური Si-Ge სისტემის შენადნობების რეალური სტრუქტურული მდგომარეობისა და სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მედეგობა.

ელექტრონულ და ოპტოელექტრონულ ხელსაწყოთმშენებლობაში გამოყენების არსებული მაღალი პერსპექტიულობა განაპირობებს მასიური მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობების სტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსურად შესწავლის აუცილებლობასა და აქტუალობას.

ნაშრომის მიზანს წარმოადგენდა ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული მასიური მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x \leq 0,05$) შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსური გამოკვლევა; ლეგირების, თერმული დამუშავებისა და მექანიკური ზემოქმედების გავლენით მიკროსტრუქტურის, სტრუქტურული დეფექტების ძვრადობის, ელექტროფიზიკური, მექანიკური და არადრეკადი თვისებების მახასიათებლების ცვლილებათა კანონზომიერებების დადგენა. დასახული მიზნის მისაღწევად წარმოდგენილ ნაშრომში გადაჭრილია შემდეგი ამოცანები:

- ლეგირებული მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x \leq 0,05$) შენადნობების მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებლებისა და მიკროსისალის გამოკვლევა;
- ლეგირებული მონოკრისტალური $Si_{1-x}Ge_x$ ($0 < x \leq 0,05$) შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულების შესწავლა;
- გრეხითი რხევების ენერჯის გაბნევის რელაქსაციურ და ჰისტერეზისულ პროცესებში მონაწილე სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვის, მოძრაობის აქტივაციისა და ურთიერთქმედების მახასიათებლების დადგენა და ლეგირების, თერმული დამუშავებისა

და დეფორმაციის გავლენით მათ ცვლილებათა კანონზომიერების გამოკვლევა;

- მასიური მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში დამაგრების სუსტი და ძლიერი ცენტრებიდან დისლოკაციების მოწყვეტის კრიტიკული დეფორმაციის და დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრების სიდიდეების, ძვრის დინამიური მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის აბსოლუტური მნიშვნელობების განსაზღვრა.

ნაშრომის მეცნიერული სიახლე მდგომარეობს შემდეგში:

- შესწავლილია გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის, ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების მიკროსტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე და განაწილების ხასიათი {111} კრისტალოგრაფიული სისტემის სიბრყეებზე;
- პირველადაა შესწავლილი დაბალსიხშირული შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესები, რომლებიც განპირობებულია წერტილოვან დეფექტებთან ურთიერთმოქმედი სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციის მოძრაობით გარეშე ნიშანცვლადი მექანიკური ძაბვის ველში;
- დადგენილია ხრახუნულ და 60-გრადუსიან კიდურ დისლოკაციებზე ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების წარმოქმნისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები. განსაზღვრულია დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრები – წყვილი ღუნვის ნახევარგანი, პაიერლსის ბარიერის კრიტიკული ძაბვა, აქტივაციის ენერჯის ელექტრონული მდგენელები;
- პირველადაა განსაზღვრული ტემპერატურულ ინტერვალში ბორითა და დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდეები.

წინამდებარე ნაშრომში წარმოდგენილ კვლევის შედეგებს უდავოდ გააჩნიათ პრაქტიკული ღირებულება, რაც მდგომარეობს შემდეგში:

მიკროსტრუქტურის, ელექტროფიზიკური და მექანიკური თვისებების კვლევის შედეგები მნიშვნელოვანია სხვადასხვა სახის ზემოქმედებით განპირობებულ (ლეგირება, თერმული დამუშავება, მაღალტემპე-

რატურული დეფორმაცია) მასიურ მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში მალეგირებელი კომპონენტების და დისლოკაციების ურთიერთქმედების მექანიზმებისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების დიაგნოსტიკისა და მართვის შესაძლებლობათა დასადგენად. სტრუქტურული დეფექტების აქტივაციური მახასიათებლების, აგრეთვე ძვრის დინამიური მოდულისა და დრეკადობის ზღვრის ცვლილების დადგენილი კანონზომიერებანი სასარგებლოა პაიერლსის მაღალი პოტენციალური ბარიერის მქონე Si-Ge სისტემის მონოკრისტალების პლასტიურობისა და სიმტკიცის თეორიის დასამუშავებლად. დრეკადი და მიკროპლასტიური დეფორმაციის დადგენილი მახასიათებლები შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას მასიური მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობების ფუძეზე ახალი ნახევარგამტარული ხელსაწყოებისა და მოწყობილობების ტექნოლოგიური და ფიზიკური პარამეტრების დასამუშავებლად, ასევე მათი ეკოლოგიური უსაფრთხოების, საიმედოობისა და მოქმედების ხანგრძლივობის დასადგენად.

უკანასკნელ პერიოდში მკვეთრად გაიზარდა ინტერესი სტრუქტურული სრულქმნილობისა და სტაბილური ელექტროფიზიკური მახასიათებლების მატარებელი დიდი დიამეტრის მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობების მიღების პრობლემისადმი.

დიდი ყურადღება ეთმობა Si-Ge სისტემის შენადნობებში ელექტრულად აქტიური და არააქტიური მინარევების განაწილებასა, კომპლექსების ფორმირებასა და დიფუზიაზე გერმანიუმის კონცენტრაციის გავლენის გამოკვლევას. ასეთი ხასიათის კვლევის შედეგები ხელს შეუწყობს მასიური მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობების პრაქტიკულ გამოყენებას ექსტრემალურ პირობებში (მაღალტემპერატურული თერმული და მექანიკური ზემოქმედება, დასხივება მაღალი ენერჯის ნაწილაკებით) მომუშავე ახალი ფუნქციონალური დანიშნულების ნახევარგამტარულ მოწყობილობებში.

წინამდებარე ნაშრომში გადაჭრილი ამოცანები მნიშვნელოვან წვლილს შეიტანს აღნიშნული პრობლემების გადაწყვეტაში.

1. ლიტერატურული მიმოხილვა

1.1. დისლოკაციები ალმასის ტიპის სტრუქტურაში

ალმასის ტიპის სტრუქტურები კუბურ სიმეტრიას განეკუთვნებიან. მათში უმოკლესი ვექტორები, რომლებიც შესაძლებელია განვიხილოთ, როგორც ბიურგერსის ვექტორი, აღინიშნებიან შემდეგი სიმბოლოთი: $1/2\langle 110 \rangle$. ასეთი ვექტორის სიგრძე ტოლია კრისტალურ მესერში ორ ექვივალენტურ ატომს შორის არსებული მანძილის [1]. ალმასის ტიპის სტრუქტურებში შედარებით გრძელი ბიურგერსის ვექტორების დისლოკაციები ნაკლები მდგრადობით ხასიათდებიან და რეალურ სტრუქტურებში პრაქტიკულად არ ვლინდებიან. უმთავრესად წარმოიქმნიებიან ხრახნული და კიდური დისლოკაციები. კიდურ დისლოკაციებს განეკუთვნებიან ე.წ. 60-გრადუსიანი დისლოკაციები. აღნიშნული დისლოკაციის მიმართულებასა და ბიურგერსის ვექტორს შორის კუთხე შეადგენს 60° [2]. ორივე ტიპის დისლოკაციისთვის სრიალის სიბრტყის ინდექსია (111). 60-გრადუსიანი დისლოკაციის ხაზის გასწვრივ გაწვეტილი ბმების რაოდენობა კრისტალური მესრის პარამეტრის ტოლ მანძილზე შეადგენს 1,41.

ალმასის ტიპის კრისტალური მესრის მქონე რეალური სტრუქტურებისათვის დამახასიათებელია აგრეთვე დისლოკაციური წარმოშობის ბრტყელი დეფექტები – ნაწილობრივი დისლოკაციები, ორეულები და მარცვლის გამყოფი საზღვრები. ნაწილობრივი დისლოკაციები განეკუთვნებიან ე.წ. შოკლის ტიპის დისლოკაციებს. 60-გრადუსიანი დისლოკაცია ორი გზით შეიძლება გაიხლიჩოს ნაწილობრივ დისლოკაციად. ორივე შემთხვევაში ნაწილობრივი დისლოკაციების წყვილი ერთმანეთთან დაკავშირებულია წყობის დეფექტით. ეს უკანასკნელი პარალელურია {111} სისტემის სხვადასხვა სიბრტყის. ამ სიბრტყეების შეერთებით მათი გადაკვეთის ხაზზე წარმოიქმნება ახალი ტიპის ნაწილობრივი დისლოკაცია. მათ არ შეეძლებათ სრიალი და გადაცოცება ურთიერთ გადაკვეთის გამო. ამიტომ მათ უწოდებენ მჯდარ დისლოკაციებს [3]. ორეულოვანი დისლოკაციური სტრუქტურა ასევე {111} სისტემის

სიბრტყეებში ყალიბდება. ორეულის ძვრის ვექტორი ემთხვევა [110] მიმართულებას [4]. პოლიკრისტალურ სტრუქტურებში მარცვლის

სასაზღვრო დისლოკაციის სრიალის სიბრტყე ზოგჯერ {100} სისტემას განეკუთვნება.

სილიციუმისა და გერმანიუმის კრისტალების რეალურ სტრუქტურაში, მეტალებისაგან განსხვავებით, მარცვლის საზღვრები უპირატესად ბრტყელია და ხშირად ფიქსირდებიან ორეულოვან ორიენტაციაში. აღსანიშნავია, რომ კოვალენტური კავშირების გამო სასაზღვრო დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობისათვის მეტალებთან შედარებით მაღალი ენერგიებია აუცილებელი [5].

სილიციუმის სტრუქტურაში დისლოკაციების წარმოქმნის და გამრავლების საკითხები ექსპერიმენტულად და თეორიულად უფრო ნაკლებადაა შესწავლილი, ვიდრე მათი მოძრაობის კანონზომიერება [6]. აღსანიშნავია, რომ დეფორმაციის პროცესში დისლოკაციის წარმოქმნის კანონზომიერებები წარმოადგენენ კრისტალური მესრის ერთ-ერთ მნიშვნელოვან მახასიათებელს. მასთან მჭიდროდაა დაკავშირებული სტრუქტურაში საკუთარი წერტილოვანი დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის ენერგეტიკული და ძალოვანი პარამეტრები. აღნიშნული საკითხები პრაქტიკულად მნიშვნელოვანია, რადგანაც ნახევარგამტარულ კრისტალებში თერმული დამუშავებისას (დაჟანგვა, დიფუზია), რასაც ადგილი აქვს ნახევარგამტარულ ხელსაწყოების დამზადების პროცესში, წარმოქმნილი დისლოკაციები განსაზღვრავენ ხელსაწყოების ვარგისიანობას, ინტეგრალური სქემების საიმედოობას და მათი პარამეტრების სტაბილურობას [6-9].

მნიშვნელოვანია აგრეთვე სილიციუმის მონოკრისტალში დეფორმაციის საწყის ეტაპზე დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმის ცოდნა, რადგანაც იგი დღეისათვის ფართოდაა გამოყენებული ნახევარგამტარულ ხელსაწყოთმშენებლობაში [7]. ცნობილია, სრიალის პროცესში დისლოკაციური მარყუჟის წარმოქმნის რამდენიმე მექანიზმი აღმასის ტიპის სტრუქტურებში [2]. მათი უმრავლესობა ემთხვევა ფრანკ-რიდის დისლოკაციური წყაროს მოქმედებას. ისინი ერთმანეთისაგან უმნიშვნელოდ განსხვავდებიან. ჩვეულებრივ, ფრანკ-რიდის წყაროს განიხილავენ როგორც დისლოკაციურ სეგმენტს. მისი ბოლოები

დამაგრებულია დისლოკაციური ბადის კვანძებით, მინარევებით ან უბნებით, რომლებშიც დისლოკაცია გამოვიდა სრიალის სიბრტყიდან. გარეშე მექანიკური ძაბვის მოქმედებით სეგმენტი ამოიზნიქება, წრფივი დაჭიმულობის ძალა ცდილობს იგი დაუბრუნოს სწორხაზოვან კონფიგურაციას. კრიტიკულზე უფრო დაბალ ძაბვაზე მიიღწევა სეგმენტის მეტასტაბილური კონფიგურაცია, როდესაც წრფივი დაჭიმულობის ძალა გადააჭარბებს გარეშე ძაბვას.

ექსპერიმენტულმა კვლევებმა მაღალ ტემპერატურაზე გამოავლინეს გერმანიუმის კრისტალურ მესერში დაძაბულობის არეები, ისინი გაფლენას ახდენენ დეფექტების მოძრაობასა და ურთიერთქმედებაზე მექანიკური დატვირთვის პირობებში. ასეთ პირობებში დისლოკაციური მარყუჟები მიიღებენ უპირატეს ორიენტაციას, რაც ემთხვევა გარეშე მექანიკური დატვირთვის მიმართულებას.

ალმასის სტრუქტურის მქონე კრისტალებში დისლოკაციები ცდილობენ განლაგდნენ პოტენციალური რელიეფის მიდამოებში. დისლოკაციების მოძრაობის შესწავლა გერმანიუმისა და სილიციუმში [10-16] თავდაპირველად დაიწყო ქიმიური მოწამვლის მეთოდით. იგი იძლევა დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის განსაზღვრის შესაძლებლობას. ექსპერიმენტული მონაცემების საფუძველზე განსაზღვრული იქნა დისლოკაციური ნახევარმარყუჟისა და სრული მარყუჟის მოძრაობის სიჩქარეები [17-20].

სრული დისლოკაციის მოძრაობის სიჩქარის ტემპერატურაზე დემოკიდებულება შემდეგნაირია:

$$V = V_0 \cdot \tau^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right) \quad (1)$$

სადაც V_0 – არის მუდმივა მოცემული კრისტალისათვის,

τ – ძვრის დაყვანილი ძაბვა,

$m = 1,3 - 1,9$ დამოკიდებულია ტემპერატურისაგან,

Q – აქტივაციის ენერჯია, რომელიც ტოლია 1,5ეე [12,17].

სისტემატური კვლევების შედეგად დადგენილია დისლოკაციური ნახევარმარყუჟების ხრახნული და 60-გრადუსიანი სეგმენტების მოძრაობის სიჩქარეები [11].

მიღებული ექსპერიმენტული შედეგები საჭიროებენ თეორიულ ახსნას. აღმასის ტიპის სტრუქტურაში დისლოკაციების მოძრაობის აღწერისათვის შემოთავაზებულია რამდენიმე მოდელი [21-23]. დისლოკაციების ძვრადობა აიხსნება პაიერლსის პოტენციალური ბარიერის გადალახვით, ორმაგი ღუნვების წარმოქმნისა და მისი გვერდითი გადაადგილებით დისლოკაციის ხაზის გასწვრივ. ორმაგი ღუნვების მოძრაობა დისლოკაციას გადაანაცვლებს კრისტალური მესრის პოტენციალური რელიეფის მეზობელ მინიმუმში. რეალურ კრისტალებში პაიერლსის მაღალი ბარიერის გადალახვა ხორციელდება საგრძნობლად დაბალ ძაბვაზე $\tau \ll \tau_p$. ამიტომ თეორიული მოდელი, რომელიც აღწერს დისლოკაციების მოძრაობას ორმაგი ღუნვების თერმოფლუქტუაციური წარმოქმნითა და დისლოკაციის ხაზის გასწვრივ მათი გაგრძელებით, ავლენს დისლოკაციების მოძრაობის დაწყებას შედარებით დაბალ ძაბვაზე. ეს მოდელი ემყარება დისლოკაციის სინქარის ტემპერატურისაგან ექსპონენციალურ დამოკიდებულებას, რაც თანხმობაშია ექსპერიმენტულ შედეგებთან. დისლოკაციის სიგრძის ერთეულზე ორმაგი ღუნვების წარმოქმნის ალბათობა განისაზღვრება ცალკეული ღუნვის წარმოქმნის ენერგიით Q_0 და პარამეტრით $\alpha = 2,44 \cdot 10^{-24} \text{ ჯ}^{1/2} \text{ მ}^{3/2}$; ლიტერატურული მონაცემებით [6] ორმაგი ღუნვის წარმოქმნის ენერგია სილიციუმისათვის შეადგენს 2,14–2,30 ევ. პაიერლსის მეორე გვარის ბარიერის გადალახვისათვის აუცილებელი აქტივაციის ენერგია შედარებით მცირეა და შეადგენს 0,04 ევ-ს [24].

1.2. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დისლოკაციური სტრუქტურა

დღეისათვის პაიერლსის რელიეფში დისლოკაციების მოძრაობის ძირითადი ასპექტები უპირატესად შესწავლილია სილიციუმისა და გერმანიუმის მონოკრისტალებში. აღნიშნულ მასალებში დისლოკაციების მოძრაობაში ძირითად როლს ასრულებენ მინარეგები. დისლოკაციების მოძრაობაზე წერტილოვანი დეფექტების ზემოქმედება მრავალგვარად ვლინდება. მინარეგები წარმოადგენენ დაბრკოლებებს

დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების მოძრაობისათვის [25]. მინარევების ხელახალი გადანაწილება დისლოკაციის ბირთვის მახლობლობაში ამცირებს დისლოკაციის ენერგიას და იწვევს დისლოკაციების ეფექტურ დამუხრუჭებას [26]. დისლოკაციების გასწვრივ წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის ფლუქტუაციები განსაზღვრავენ ქაოსური ძაბვის ველში ერთგანზომილებიანი ღუნვის მოძრაობის არასწორხაზოვან ხასიათს [27,28].

დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვის განვითარების შესასწავლად იყენებენ იმპულსური დატვირთვის ტექნიკას [29]. ამ მეთოდით შესაძლებელია ღუნვების რელაქსაციის კინეტიკის შესწავლა მცირე იმპულსით დატვირთვის პირობებში. იმპულსური დატვირთვის მონაცემები სილიციუმის კრისტალისთვის მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან გერმანიუმის კრისტალების დამახიათებელი შედეგებისაგან. სილიციუმის ნიმუშში იმპულსის პერიოდის გაზრდით დისლოკაციების სრული დამუხრუჭება აიხსნება მოძრავ წერტილოვან დეფექტებთან მათი ძლიერი ურთიერთქმედებით [30]. გერმანიუმის ნიმუშებში დინამიური დამუხრუჭება არა არსებითი ფაქტორია და ექსპერიმენტული მონაცემებით აღიწერებიან ღუნვის არაწრფივი მოწესრიგებული მოძრაობით წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის გრადიენტის პირობებში [31]. სილიციუმის ნიმუშებში დისლოკაციების ეფექტური ბლოკირების მიზეზი შეიძლება იყოს ელექტრულად არააქტიური მინარევები, კერძოდ ჟანგბადის ატომები [32]. იმისათვის რომ, გამოირიცხოს არაკონტროლირებადი ჩანერგილი მინარევების ზეგავლენა, აუცილებელია სილიციუმის ლეგირება იზოვალენტური მინარევით, როგორც არის გერმანიუმი. ბოლო პერიოდში $Si_{1-x}Ge_x$ კრისტალების მიღების ტექნოლოგიაში მიღწეულია პროგრესი. მყარ ხსნარში x შეადგენს რამდენიმე ატომურ პროცენტს. Si-Ge შენადნობებში საინტერესოა გერმანიუმის შემცველობის ზეგავლენის შესწავლა დისლოკაციების ღუნვების მოძრაობის მახასიათებლებზე [33-34].

ნაშრომში [35] გამოკვლეულია Si-Ge მონოკრისტალების ნიმუშები, რომლებიც ამოჭრილია ზოდების შიდა ნაწილიდან (ფოსფორის ან ბორის კონცენტრაცია $\sim 10^{15} \text{სმ}^{-3}$). დისლოკაციის ნახევარი მარყუჟები

ოთახის ტემპერატურაზე მიღებულია ვიკერსის ინდენტორის ზემოქმედებით (111) ზედაპირზე. ამის შემდეგ, [112] ღერძის ირგვლივ 873K-ზე განხორციელდა ღუნვითი დეფორმაცია. 60- გრადუსიან დისლოკაციებზე ღუნვების დინამიკა შესწავლილია იმპულსური დატვირთვით. დატვირთვის იმპულსები განცალკავებულია პაუზებით t_p დროის ხანგრძლივობით, როდესაც ძვრის ძაბვა არის 0, $\tau_p=0$. იმპულსების მთლიანი ხანგრძლივობაა Σt ; ის უცვლელია და სტატიკური დატვირთვის დროის t_{st} -ის ტოლია. აღნიშნული დროის განმავლობაში დისლოკაციები გადაადგილდებიან 15–20მკმ მანძილებზე. ამ პირობებში დატვირთვის იმპულსის ხანგრძლივობა უცვლელია.

ექსპერიმენტებიდან მიღებულია დასკვნა [36], რომ დინამიური საწყისი ძაბვა τ_s იზრდება გერმანიუმის შედგენილობის გაზრდით. იმის გამო, რომ დისლოკაციისა და წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედების ენერგია u არ იცვლება, გერმანიუმის ლეგირების დროს, ეს გამორიცხავს $\Delta C=(C_1 - C_2)$ ზრდას. ($C_1 - C_2$ წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციაა). მეორეს მხრივ 5,5 ატ.% Ge შედგენილობის კრისტალისათვის ურთიერთქმედების ხასიათი მსგავსია სუფთა გერმანიუმის ნიმუშებში გამოვლენილი კანონზომიერების. აღსანიშნავია, რომ წერტილოვანი დეფექტების დისლოკაციებთან ურთიერთქმედების დიფუზიის კოეფიციენტი მცირდება გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით.

თეორიის მიხედვით [27], დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ურთიერთქმედებას განაპირობებს კრიტიკული ძვრის ძაბვის არსებობა, რომელიც განაცალკავებს დისლოკაციებზე არსებული ღუნვების მოძრაობის ორი სხვადასხვა სახეობის მექანიზმს. როდესაც $\tau > \tau_c$, მაშინ ადგილი აქვს ღუნვების ჩვეულებრივ მოწესრიგებულ სწორხაზოვან მოძრაობას: ე.ი. $X=V_k \cdot t$ და სინქარე

$$V_k=(D/KT) \cdot (\tau - \tau_c) \cdot ab \quad (2)$$

სადაც τ – არის ეფექტური ძაბვა ღუნვებზე,

K – ბოლცმანის მუდმივა,

D – დისლოკაციური ღუნვის დიფუზიის კოეფიციენტი.

მაშინ როდესაც $\tau < \tau_c$, ღუნვის სიგრძის დამოკიდებულება დროზე ხდება მოუწესრიგებელი ძვრის ძაბვის ველში. მოძრაობის ასეთ პირობებში ხორციელდება შემდეგი დამოკიდებულება:

$$x = x_0 \cdot (t/t_0)^\delta \quad (3)$$

$$\begin{aligned} \text{სადაც,} \quad \delta &= \tau/\tau_0 \leq 1; \\ x_0 &= kT/\tau_0 \cdot ab; \\ \tau_0 &= (c_1 + c_2) \cdot u^2 / (2kTa^2b); \\ t_0 &= x_0^2/D; \\ \tau_c &\cong (\tau_0 + \tau_s); \\ \tau_s &= (c_1 - c_2) \cdot u / ab. \end{aligned}$$

a წარმოადგენს ღუნვის სიმაღლეს.

აღნიშნული მეთოდით ღუნვების მოძრაობის პარამეტრების შეფასების სიზუსტე იგივეა, რაც მიღებულია დისლოკაციების ღუნვებისათვის წმინდა სილიციუმში [29].

$$\frac{l}{l_{st}} = 1 + \chi_p / \chi$$

$$\frac{l}{l_{st}} = 1 - K \left(\frac{t_p}{t_i} \right)^\delta, \text{ სადაც}$$

$$\delta = \frac{\tau_p + \tau_s}{\tau_0}, \quad K = \frac{\tau_0}{\tau_i - \tau_0} \cdot \left(\frac{t_0}{t_2} \right)^{1-\delta} \quad (3)$$

ეს ტოლობები ერთმანეთთან აკავშირებს მიკროსკოპულ მასშტაბებში ღუნვების მოძრაობასა და ექსპერიმენტულად მიღებული დისლოკაციების გადაადგილების მაკროსკოპულ მანძილებს. ეს ავლენს ახალ საშუალებებს დისლოკაციებზე წარმოქმნილი ღუნვების დინამიკის შესწავლისათვის. დისლოკაცია – მინარევის ურთიერთქმედების მიკროსკოპული მექანიზმის დადგენა მნიშვნელოვანია როგორც ფუნდამენტური, ასევე პრაქტიკული თვალსაზრისით ნახევარგამტარების ტექნოლოგიის განვითარებისათვის.

ცნობილია, რომ დისლოკაცია-ჟანგბადის ურთიერთქმედება სილიციუმში იწვევს დისლოკაციების ბლოკირებას, რაც გამოწვეულია უპირატესად ჟანგბადის სეგრეგაციით. ნაშრომში [37] შესწავლილია

დინამიური ურთიერთქმედება დისლოკაციებსა და მინარევებს შორის ბორითა და გერმანიუმით ლეგირებული მონოკრისტალურ სილიციუმში. ნიმუშები მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით. დიდი დიამეტრის (80-100მმ) მონოკრისტალური სილიციუმი მიღებულია ბორის $4 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციამდე შემცველი მადედებლის გამოყენებით. ეს უკანასკნელი თავისუფალია დისლოკაციებისაგან. მიუხედავად აღნიშნულისა მადედებლისა და კრისტალის გამყოფ საზღვარზე წარმოიქმნებიან მრუდე და დახრილი დისლოკაციები. დისლოკაციები ჩაისახებიან აგრეთვე მადედებლის სტრუქტურაში. ამ უკანასკნელში დისლოკაციების მორფოლოგია განსხვავებულია სილიციუმის კრისტალის მორფოლოგიისგან. მსგავსი სტრუქტურული ცვლილებები ვლინდებიან ასევე სილიციუმის კრისტალის – მადედებლის გამყოფ საზღვარზე, როცა ეს უკანასკნელი არ არის ლეგირებული. მადედებელში ბორის შედარებით მაღალ კონცენტრაციის დროს მკვეთრად მცირდება მრუდე და დახრილი დისლოკაციების რაოდენობა. მეტი რაოდენობით ჩნდებიან წრფივი დისლოკაციები [38].

არაწრფივ და დახრილ დისლოკაციებს გააჩნიათ [110] ტიპის ბიურგერის ვექტორი სრიალის {111} სიბრტყეზე. ისინი ჩნდებიან გამყოფ საზღვარზე თერმული ძაბვების ზემოქმედებით. რადგანაც ბორის ატომური რადიუსი უფრო მცირეა (0.088 ნმ), ვიდრე სილიციუმისა (0.117 ნმ), ბორით ლეგირება იწვევს სილიციუმის კრისტალის მესრის პარამეტრის შემცირებას. ბორის კონცენტრაციის სხვაობის გაზრდით მადედებელსა და სილიციუმის კრისტალს შორის იზრდება პარამეტრების განსხვავება [39].

კრისტალური მესრის პარამეტრების განსხვავება ეფექტურად მცირდება ბორისა და გერმანიუმის მინარევებით ერთდროული ლეგირებით. ასეთ პირობებში ადგილი აქვს ლოკალიზებული გამჭიმავი და შემკუშავი ძაბვების ურთიერთკომპენსაციას. ამიტომ ბორითა და გერმანიუმით ლეგირებული მადედებლიდან არ ხდება დისლოკაციების გადასვლა სილიციუმის კრისტალში. ძნელად გასარჩევია აგრეთვე სილიციუმისა და მადედებელს შორის გამყოფი საზღვარი. მიღებული შედეგები შესაძლებელია გამოყენებულ იქნას დისლოკაციებისგან თავისუფალი სილიციუმის ლეგირებული კრისტალების მისაღებად [40].

შესწავლილია [41] დაბალ ტემპერატურებზე კრიტიკული ძაბვის სიდიდის დამოკიდებულება ბორისა და გერმანიუმის კონცენტრაციაზე სილიციუმის მონოკრისტალში. დისლოკაციის წარმოქმნისათვის კრიტიკული ძაბვა იზრდება ჟანგბადის კონცენტრაციის პროპორციულად და აღწევს 8–10 მპა. როდესაც ბორის კონცენტრაცია აღწევს $1 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$, მაშინ მკვეთრად მცირდება დისლოკაციის წარმოქმნის ალბათობა. ბორითა და გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში ეფექტურად მუხრუჭდება დისლოკაციების წარმოქმნა. აღსანიშნავია, რომ არალეგირებულ $\text{Si}_{99.6}\text{Ge}_{0.04}$ მონოკრისტალში დისლოკაციების ჩასახვის დამუხრუჭება პრაქტიკულად არ ვლინდება.

დისლოკაციის სიჩქარე V , არალეგირებულ სილიციუმში აღიწერება ემპირიული კანონით:

$$V = V_0 \cdot (\tau / \tau_0)^m \cdot \exp(Q/kT), \quad (4)$$

სადაც V_0 , m და Q არის მუდმივი სიდიდეები. τ არის 1 მპა, $m=1$.

ბორით ლეგირებულ სილიციუმში დისლოკაციების სიჩქარე იზრდება, როცა ძაბვა მიაღწევს კრიტიკულ სიდიდეს დისლოკაციების გენერაციისათვის, იგი იწყებს მკვეთრად ვარდნას. ეს დამახასიათებელია არაბლოკირებული დისლოკაციის მოძრაობის პროცესებისათვის. 900°C -ზე დისლოკაციის სიჩქარე ბორით ლეგირებულ სილიციუმში იზრდება ბორის კონცენტრაციის ზრდით. გერმანიუმით ლეგირებულ სილიციუმში სხვადასხვა კონცენტრაციის დროს დისლოკაციის სიჩქარე დაახლოებით იმავე რიგისაა როგორც არალეგირებული, ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული სილიციუმში. სილიციუმით მდიდარ ზონური დნობის GeSi შენადნობებში, აგრეთვე გერმანიუმითა და ბორით ლეგირებულ სილიციუმში დისლოკაციების სიჩქარე 900°C -ზე არალეგირებულ სილიციუმში დაფიქსირებული დისლოკაციის მოძრაობის სიჩქარის რიგისაა [42].

დადგენილია [40], რომ გერმანიუმითა და ბორით ერთობლივად ლეგირება ანელებს დისლოკაციების სიჩქარეს სილიციუმში 800°C -ზე დაბალ ტემპერატურაზე. ლეგირების გავლენა სუსტია ამადლებულ ტემპერატურებზე (900°C). ცნობილია [39], რომ ფოსფორით ლეგირებულ

სილიციუმში დისლოკაციების სიჩქარე არის მაღალი; იგი შედარებით მცირდება Si:B-ში.

დისლოკაციების სიჩქარის გაზრდა და შესაბამისად მოძრაობის ენერჯიის შემცირება განპირობებულია დონორული და აქცეპტორული მინარეგების ელექტრული ეფექტით დისლოკაციებზე ღუნების წარმოქმნისა და მიგრაციის დროს. საყურადღებოა, რომ 900°C-ზე მაღალ ტემპერატურებზე ბორითა და ფოსფორით ლეგირებულ სილიციუმში დისლოკაციები მოძრაობენ უფრო სწრაფად, ვიდრე ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ არალეგირებულ სილიციუმში.

დადგენილია [43], რომ ნახევარგამტარულ მასალებში რაიმე ტიპის მინარეგების არსებობა განაპირობებს ზღურბლურ ძაბვას, რომელზედაც იწყება დისლოკაციების გენერაცია ზედაპირის ნაკაწრიდან აღმასის ინდენტორის საშუალებით. ასეთი ზღურბლური ძაბვები გამოვლენილია უანგბადის შემცველ სილიციუმში [44] და ინდიუმითა და ალუმინით ლეგირებულ გალიუმის არსენიდში [45]. ასეთი ზღურბლური ძაბვა მეტად ძნელად ვლინდება GeSi შენადნობებში, სადაც გერმანიუმის მაღალი შემცველობა არის დაფიქსირებული. ნაშრომში [46] შესწავლილია 450-700°C ტემპერატურულ ინტერვალში GeSi კრისტალებში დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის ტემპერატურული დამოკიდებულება, როდესაც კრისტალზე მოდებული ძვრის ძაბვის მნიშვნელობა იცვლება 3-20 მპა-მდე. ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, რომ 60-გრადუსიანი დისლოკაციის სიჩქარე 900°C-ზე 20 მპა ძაბვის ველში მონოტონურად მცირდება სილიციუმის კონცენტრაციის ზრდისას. იგი აღწევს გერმანიუმის დამახასიათებელი სიჩქარის მნიშვნელობის ნახევარს, როდესაც სილიციუმის კონცენტრაცია 2,2 %-ია.

ექსპერიმენტული შედეგებიდან ცნობილია ასევე, რომ Si-Ge შენადნობებში გერმანიუმთან შედარებით დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარე უმნიშვნელოდ შემცირებულია. 60-გრადუსიანი დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარე $Si_{1-x}Ge_x$ ($x=0,004 - 0,022$) შენადნობებში ექვემდებარება შემდეგ ფუნქციას [47]:

$$V = V_0 \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right) \quad (5)$$

სადაც მოძრაობის ენერგია Q ახლოსაა გერმანიუმის დამახასიათებელ აქტივაციის ენერგიის სიდიდესთან.

აღსანიშნავია, რომ სილიციუმის გაცილებით მაღალ კონცენტრაციებზე გერმანიუმის კრისტალურ მესერში ვითარდებიან შორსმოქმედი შინაგანი ძაბვები, რომლებიც ძირეულად ცვლიან Si-Ge შენადნობების მექანიკურ თვისებებს. ასეთ შემთხვევაში დისლოკაციების მოძრაობის სიჩქარის ტემპერატურული დამოკიდებულება განსხვავებული კანონზომიერებით აღიწერება.

Si-Ge შენადნობებში სხვადასხვა მაღეგირებელი მინარევების (ბორი, გალიუმი, ფოსფორი) კონცენტრაციის, ელექტრული აქტიურობისა და სეგრეგაციის გათვალისწინებით გაანალიზებულია დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირების პირობები [47]. ნაჩვენებია, რომ სამივე მინარევის შემთხვევაში $Si_{0.95}Ge_{0.05}$ შენადნობის სტრუქტურაში მაღალი სიმკვრივის დისლოკაციები წარმოიქმნიებიან თერმული ძაბვების გავლენით მადედებლისა და Si-Ge შენადნობის გამყოფ საზღვარზე. დისლოკაციების ბიურგერსის ვექტორი გამყოფი საზღვრის პარელელურია. კრისტალის ზედაპირზე ვლინდება თხელი კონცენტრული წრეების სახით ე.წ. სტრატები, მათში მინარევების კონცენტრაცია მაღალია კრისტალის მოცულობასთან შედარებით. აღსანიშნავია, რომ არაღეგირებულ $Si_{0.95}Ge_{0.05}$ შენადნობში დისლოკაციები წარმოიქმნიებიან აგრეთვე მონოკრისტალის პერიფერიულ უბნებში. ზრდის პროცესში ჩამოყალიბებული დისლოკაციების სიმკვრივე 10^{14}სმ^{-2} -ის რიგისაა.

დღეისათვის არასაკმარისადაა შესწავლილი მაღეგირებელი მინარევების განაწილების კოეფიციენტები GeSi შენადნობში. აღნიშნული პრობლემისათვის მნიშვნელოვანია კრისტალის რეალური სტრუქტურული მდგომარეობის, მიღების ტექნოლოგიური პირობების, კრისტალის დიამეტრისა და სილიციუმის და გერმანიუმის გავლენის დადგენა მინარევების განაწილებაზე. ნაშრომში [48], დადგენილია რომ, $Si_{1-x}Ge_x$ ($0,8 \leq x \leq 0,95$) შენადნობებში ბორის განაწილების კოეფიციენტი დაახლოებით ტოლია 1. იგი შესამჩნევად განსხვავებულია წმინდა სილიციუმში ბორის განაწილების კოეფიციენტისაგან.

გერტიკალური კრისტალიზაციის ბრიჯმენის მეთოდით მიღებულ $\text{Si}_{0,95}\text{Ge}_{0,05}$ კრისტალში სხვადასხვა მინარევის (Al, Ga, Jn, P, As და Sb) განაწილების კოეფიციენტის სიდიდეები ახლოს არიან გერმანიუმში მათივე მნიშვნელობებთან [49]. შედარებისათვის ავლნიშნავთ, რომ გალიუმის დაბალი კონცენტრაციის შემთხვევაში მისი განაწილების კოეფიციენტი საკმარისად დაბალია ($\approx 0,3$) მონოკრისტალურ $\text{Si}_{0,95}\text{Ge}_{0,05}$ შენადნობებში.

ნახევარგამტარული ხელსაწყოების ტექნოლოგიის პრობლემისათვის მნიშვნელოვანია სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის სტრუქტურებში მინარევების, კერძოდ ბორის დიფუზიის სიჩქარის რეგულირების შესაძლებლობის დადგენა. დადგენილია [50], რომ არაწონასწორულ პირობებში, რაც ხორციელდება იონური იმპლანტაციით, სილიციუმის მონოკრისტალის ზედაპირზე შესამჩნევად მაღლდება ბორის დიფუზიის სიჩქარე. ასეთი ხასიათის ცვლილებას განაპირობებს დაბობვისას ვაკანსიების წარმოქმნა და სილიციუმის ატომების განაცვლება ჩანერგვის პოზიციებში. ჩანერგილი სილიციუმის ატომების ირგვლივ კრისტალური მესერი განიცდის გაჭიმვის ლოკალურ დეფორმაციას. ეს უკანასკნელი და აგრეთვე, ვაკანსია აჩქარებენ იმპლანტირებული ბორის ატომების დიფუზიას. Si-Ge შენადნობის კრისტალურ მესერში იმპლანტირებული ბორის ატომების დიფუზიის სიჩქარე შესაძლებელია შემცირდეს. შესაბამისად იზრდება ბორის ატომების მიგრაციის და აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები კრისტალური მესრის ჩანაცვლების პოზიციაში. აღნიშნულ ცვლილებებს იწვევენ მეზობელ ჩანაცვლების პოზიციებში არსებული დიდი ატომური რადიუსის მქონე გერმანიუმის ატომები [51,52].

ნაშრომში [53] განსაზღვრულია ჩოხრაღსკის მეთოდით მიღებული მასიური, სილიციუმით მდიდარი, $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ ($0,93 \leq x \leq 0,96$) შენადნობებში მაღეგირებელი მინარევების სეგრეგაციის კოეფიციენტი. მიღებული მონოკრისტალების დიამეტრი 26 მმ-ია, ხოლო სიგრძე 50 მმ-მდე აღწევს. მაღეგირებელი მინარევების სეგრეგაციის კოეფიციენტები განისაზღვრება ჰოლის ეფექტის გაზომვით ნიმუშის კრისტალიზაციის მიმართულებით. დადგენილია, რომ გერმანიუმისა და სილიციუმის მონოკრისტალებთან შედარებით Si-Ge-ში მკვეთრად იზრდება Ga, Jn და Sb

ატომების სეგრეგაციის კოეფიციენტები. შეინიშნება აგრეთვე ფოსფორის ატომების სეგრეგაციის ამადლება, ხოლო კრისტალურ მესერში ბორის კონცენტრაციის გაზრდისას შესამჩნევად მცირდება მისი სეგრეგაციის კოეფიციენტი. მაშასადამე, ბორის ატომები უპირატესად რჩებიან მყარ ხსნარში ჩანაცვლების პოზიციებში. დარიშხანის ატომების სეგრეგაცია უმნიშვნელოა კონცენტრაციის ფართო ინტერვალში 10^{15} - 10^{19} სმ⁻³. სეგრეგაციის კოეფიციენტების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი გაანალიზებულია მატრიცისა და მინარევის ატომების დრეკადი ურთიერთქმედების საფუძველზე, რასაც განაპირობებს კოვალენტურ რადიუსებს შორის განსხვავების არსებობა.

1.3. მასიური Si-Ge შენადნობების რეალური სტრუქტურა

ნაშრომში [54] წარმოდგენილია ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებული Si_xGe_{1-x} შენადნობების მასიური კრისტალების ძირითადი ფიზიკური თვისებების შესწავლის შედეგები. მიღებული Si-Ge შენადნობები ($0,80 < x < 1$) ძლიერად ლეგირებულია ელექტრულად აქტიური მინარევებით, რომელთა კონცენტრაცია მეტია 10^{20} სმ⁻³-ზე. შესწავლილია კრისტალიზაციის სიჩქარის გავლენა სტრუქტურის სრულქმნილობაზე. განსაზღვრულია ლოკალური ატომური სტრუქტურა და შესწავლილია თერმული ძაბვების განაწილება კრისტალში. ნაჩვენებია, რომ ელექტრო-და სითბოგამტარობა ხასიათდებიან მინიმუმებით საშუალო შედგენილობაზე ($x=0,5-0,7$). ნაჩვენებია, რომ ჟანგბადის მინარევები განაწილებულია ჩანერგვის პოზიციებში სილიციუმის ატომებს შორის და წარმოქმნილია Si-O-Si კვაზი-მოლეკულები. მექანიკური ძაბვების სიდიდეები შენადნობებში ტემპერატურულად არამგრძობიარეა და დამოკიდებულია მხოლოდ გერმანიუმის კონცენტრაციაზე $x(1-x)$ -ის პროპორციულად.

Si_xGe_{1-x} შენადნობების მასიური კრისტალები, $0 < x < 1$ კონცენტრაციის დიაპაზონში მიღებულია ჩოხრალსკის მეთოდით, კრისტალიზაციის სხვადასხვა სიჩქარით (1-დან 8 მმ/სთ) არგონის ატმოსფეროში [42, 47, 55-58]. მიღებულია სილიციუმით მდიდარი Si_xGe_{1-x} შენადნობები ($0,80 < x < 1$), რომლებიც ძლიერად ლეგირებულია მინარევებით (ბორი,

გალიუმი და ფოსფორი) 10^{20}სმ^{-3} -ის კონცენტრაციამდე [58]. ნახვენებია, რომ კრისტალიზაციის კრიტიკული სიჩქარე V_c , პოლიკრისტალის შემთხვევაში შეიძლება შეფასებული იქნას, როგორც x კონცენტრაციის ფუნქცია, შემდეგი ტოლობით:

$$V_c = D \cdot \nabla Q \cdot K / \nabla T \cdot X(K-1), \quad (K > 1) \quad (6)$$

სადაც K არის განაწილების კოეფიციენტი, ხოლო $D = (30-24x) \cdot 10^{-5}$ $\text{სმ}^2/\text{წმ}$ დიფუზიის კოეფიციენტია [61]. ∇Q – ნადნობში ტემპერატურის გრადიენტი; ∇T – ლიკვიდუსის დახრილობა [59].

ცდებით დადგენილია, რომ მონოკრისტალების ამოზრდის სიჩქარე გაცილებით მცირეა, პოლიკრისტალების ზრდის სიჩქარესთან შედარებით.

შესწავლილია [60] Si-Ge მონოკრისტალის ზოგიერთი ტექნოლოგიური პარამეტრი. მადედებლიდან 20 მმ-ის დაშორებით მონოკრისტალში გამოვლენილია ორეულების შეჯგუფებები. ორეულები გამოვლენილია ასევე სხვადასხვა შედგენილობის $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ შენადნობების კრისტალში ($x=0.025; 0,159; 0,752$). Si-Ge კრისტალებში წყობის დეფექტების ენერგია Ge და Si-ის დამახასიათებელი სიდიდეების შუალედშია მოთავსებული [61].

ნაშრომში [62] აღნიშნულია, რომ მონოკრისტალის ზრდის კრიტიკული სიჩქარე V_c არის 1,2 მმ/სთ. შენადნობის სტრუქტურაში შედგენილობის სივრცული ცვლილება გაანალიზებულია რენტგენული სპექტროსკოპიის მეთოდით და დადგენილია, რომ 50 მმ სიგრძის ნიმუშის ზრდის მიმართულებით სილიციუმის შედგენილობის ცვლილება $\pm 3\%$ -ია.

დადგენილია, რომ მადედებლისა და ნადნობის გამყოფ საზღვარზე შედგენილობა Si-Ge-ში მკვეთრად იცვლება. კერძოდ, სილიციუმის კონცენტრაცია ჭარბია მადედებელში და თანდათან მცირდება კრისტალის სიღრმეში. ანალოგიური კონცენტრაციული ცვლილებები არ გამოვლინდა ბრიჯმენის ჰორიზონტალური მეთოდით მიღებულ Si-Ge მონოკრისტალში [63, 64]. შედგენილობის მკვეთრი ცვლილება გამყოფ საზღვარზე დაკვირვებული იქნა ასევე ჩოხრალსკის მეთოდით

მიღებული Ge-Si შენადნობებში, რომლებიც ხასიათდებიან სილიციუმის 5 და 75% საწყისი შედგენილობით.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ კვარცის ტიგელში არსებული Ge-Si ნადნობის, ზედა ნაწილში სილიციუმის კონცენტრაცია მაღალია. ასეთ განსხვავებას განაპირობებს სილიციუმისა და გერმანიუმის სიმკვრივეების მკვეთრად განსხვავებული სიდიდეების არსებობა. ეს ფაქტი დადასტურებულია სითხის მდგომარეობიდან ნაწრთობი შენადნობის შედგენილობის ანალიზით. განსაზღვრული შედგენილობის Ge-Si მონოკრისტალების მიღებისათვის მხედველობაშია მისაღები კომპონენტების (Ge, Si) წონითი სხვაობით გამოწვეული შედგენილობის ცვლილება. შედგენილობის ცვლილება Ge-Si კრისტალის ზრდის მიმართულების გასწვრივ შეიძლება აიხსნას ნადნობის სრული შერევის მდგომარეობაში წონასწორული განაწილების კოეფიციენტის გამოყენებით, ფაზური დიაგრამიდან გამომდინარე და სიმძიმის ძალის ეფექტისა და სილიციუმის და გერმანიუმის ატომური რადიუსებს შორის არსებული სხვაობის გათვალისწინებით.

ნაშრომში [62] შესწავლილია Si-Ge შენადნობებში მალეგირებელი ნივთიერებების განაწილების კოეფიციენტები. მათი სიდიდეები შედარებულია სილიციუმის კრისტალში არსებულ სიდიდეებთან. დადგენილია, რომ ბორისთვის და ფოსფორისთვის განაწილების კოეფიციენტი არ არის დამოკიდებული მინარევის კონცენტრაციაზე, შენადნობის შედგენილობასა და კრისტალიზაციის სიჩქარეზე.

[65]-ში წარმოდგენილი მონაცემებით Al, Ga, In, P, As, Sb განაწილების კოეფიციენტები ახლოსაა წმინდა გერმანიუმში და გერმანიუმით მდიდარ $Si_{0.05}Ge_{0.95}$ კრისტალებში, რომლებიც მიღებულია ბრიჯმენის მეთოდით. ნაშრომში [66] მოცემულია $Si_{0.15}Ge_{0.85}$ შენადნობში გალიუმის განაწილების კოეფიციენტის აბსოლუტური მნიშვნელობა. [54] ნაშრომის თანახმად, ძლიერად ლეგირებულ სილიციუმით მდიდარ Si-Ge შენადნობებში მინარევის განაწილების კოეფიციენტი უფრო დიდია, ვიდრე სილიციუმში. დიდი ატომური რადიუსის გერმანიუმის ატომებმა შესაძლებელია გამოიწვიონ Si-Ge-ში მინარევის გაძლიერებული სეგრეგაცია სილიციუმის კრისტალებთან შედარებით.

რენტგენული ტოპოგრაფიის მეთოდით $\text{Si}_{0.73}\text{Ge}_{0.27}$ კრისტალებში ზრდის ღერძის მართობულად გამოვლენილია თხელი კონცენტრული წრეები ე.წ. სტრატები. ისინი ძირითადად დამახასიათებელია მინარევებით ძლიერად ლეგირებული კრისტალებისათვის. მათში დისლოკაციების სიმკვრივე, არალეგირებულ და ძლიერად ლეგირებულ შენადნობებისათვის მერყეობს $10^3 - 10^5 \text{სმ}^{-2}$ საზღვრებში.

ჩვეულებრივ სილიციუმ-გერმანიუმის მასიური კრისტალის ზრდას განსაზღვრული ორიენტაციით აწარმოებენ სილიციუმის ან გერმანიუმის მონოკრისტალის მადელებლის გამოყენებით, ეს ფაქტი არსებითია რეალური სტრუქტურისათვის. მართლაც, სილიციუმით მდიდარ $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}$ - ში გამოვლენილია ე.წ. არათანხვედრი დისლოკაციები. ისინი განაწილებულია კონცენტრაციებით განსხვავებულ ფენათა გამყოფ საზღვარზე. მათ წარმოშობას განაპირობებს მესრის პარამეტრებს შორის არსებული განსხვავება [38]. მადელებლისა და მზარდი კრისტალის საზღვარზე წარმოიქმნებიან არასწორხაზოვანი მრუდე დისლოკაციები, რომელსაც იწვევენ თერმული ძაბვები. აღნიშნული დისლოკაციების სიმკვრივეს სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში არეგულირებს მესრის პარამეტრების არათანხვედნა შენადნობებსა და მადელებელს შორის, აგრეთვე ტემპერატურული გრადიენტი და შენადნობებში დისლოკაციების ძვრადობა.

რენტგენული სპექტროსკოპიის მეთოდით შესწავლილია $\text{Si}_x\text{Ge}_{1-x}$ შენადნობებში სილიციუმისა და გერმანიუმის ატომების განაწილების ხასიათი. ნაჩვენებია [67], რომ პირველ საკოორდინაციო სფეროში სილიციუმისა და გერმანიუმის ატომები მოუწესრიგებლად არიან განაწილებული გერმანიუმის შედგენილობის ფართო დიაპაზონში. გერმანიუმის საკოორდინაციო რიცხვიდან გამოთვლილი მოწესრიგების პარამეტრი გერმანიუმის ატომების ირგვლივ არის 0.06–0.11 ე.ი. იგი დიდად განსხვავებულია 1-ისაგან. Ge-Ge, Ge-Si, Si-Si წყვილების სიგრძეები იცვლებიან წრფივად, როგორც სილიციუმის შედგენილობის ფუნქცია, რომელიც ანალოგიურია სხვა ნახევარგამტარული მასალების შენადნობების, როგორცაა მაგალითად, GaInAs $x=0.5$ კონცენტრაციაზე Si-Ge დაჯგუფების სიგრძე არის 2.40–2.41 Å [68].

Si-Ge შენადნობებში ელექტრული გამტარობა მონოტონურად მცირდება სუფთა გერმანიუმის მნიშვნელობიდან სილიციუმამდე სილიციუმის შედგენილობის გაზრდით. შუალედური შედგენილობის ($x=0,5$) Si-Ge შენადნობებში ელექტრონებისა და ხვრელების ძვრადობა მინიმალურია და არის დაახლოებით ერთნაირი. ეს გარემოება შეიძლება აიხსნას კრისტალური მესრის პოტენციალის ფლუქტუაციებზე, ელემენტარული ნაწილაკების გაბნევით. ანალოგიურად, სითბოგამტარობა განპირობებულია ფონონების გაბნევით, რაც ძირითადად გამოწვეულია მესრის ლოკალური დამახინჯებით. ელექტრულად აქტიური მინარევების კომპლექსები ამცირებენ სითბოგამტარობას, ელექტრონებისა და ხვრელების ძვრადობას. მაღალი სრულქმნილობის სილიციუმით მდიდარი $Si_{0,05}Ge_{0,95}$ შენადნობებში მიიღწევა მაღალი ეფექტურობის თერმოელექტრული თვისებები. იგი მნიშვნელოვანია თერმოელექტრული ხელსაწყოების პრობლემებისათვის. აღსანიშნავია, რომ სილიციუმის ფუძეზე Si-Ge შენადნობებში თერმოელექტრული მახასიათებლები მაღალია, ვიდრე საშუალო შედგენილობის ($x=0,5$) $Si_{1-x}Ge_x$ შენადნობების ასეთივე მახასიათებლები. სავარაუდოა, რომ ამ შემთხვევაში მნიშვნელოვანია ელექტრონებისა და ხვრელების ძვრადობის მკვეთრად შემცირება, როცა $x=0,5 - 0,6$ [69].

ჩოხრალსკის მეთოდით მიღებულ სილიციუმ-გერმანიუმის კრისტალში გახსნილი ჟანგბადის ატომების პოზიციებისა და კონცენტრაციის დადგენა განხორციელებულია ინფრაწითელი გამოსხივების შთანთქმის სპექტროსკოპიით [69]. ნაჩვენებია, რომ ჟანგბადის ატომების დიდი რაოდენობის (10^{18}სმ^{-3}) არსებობას განაპირობებს ქიმიური რეაქციები სილიციუმის ნადნობსა და კვარცის ტიგელს შორის. ჟანგბადის კონცენტრაცია გერმანიუმით მდიდარ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობში არის 10^{15}სმ^{-3} . Si-Ge სტრუქტურაში შედგენილობის $0 < x < 1$ დიაპაზონში ჟანგბადის ატომებს უკავიათ სილიციუმის ატომებს შორის შუა ადგილი, რაც შეესაბამება Si – O – Si კვაზიმოლეკულას, რომლის მაქსიმუმი არსებობს 1106 სმ^{-1} -ის ტალღურ ვექტორზე. ასეთი Si – O – Si კვაზიმოლეკულა იწვევს ანტისიმეტრიული გაჭიმვის რხევებს ოთახის ტემპერატურაზე. აღნიშნული მაქსიმუმი გადაინაცვლებს დაბალი

სისშირის მხარეზე გერმანიუმის მაღალ კონცენტრაციის Si-Ge შენადნობებში.

გერმანიუმის ფუძის შენადნობების მონოკრისტალებში, რომლებიც მიღებულია ნადნობიდან კრისტალიზაციით, აღმოჩენილია კიდური დისლოკაციები. ისინი განლაგებულია თხევადი და მყარი ფაზების გამყოფი ზედაპირის პარალელურად [54]. დისლოკაციები წარმოიქმნებიან იმის გამო, რომ შემცირდეს დრეკადი დეფორმაციის ენერგია, მზარდი კრისტალის მეზობელ ფენებს შორის, რომლებსაც ახასიათებთ მესრის სხვადასხვა პარამეტრი. ასეთი დისლოკაციები გამოვლენილია შენადნობების მონოკრისტალებში, რომლებშიც გახსნილია 6 ატ.% Si და 0,2 ატ.%B.

მოწამლულ ზედაპირზე ორმოები უპირატესად განლაგებულია პარალელურ ზოლებად. ისინი ხშირად გაწყვილებულია, რაც დაკავშირებულია შენადნობის შედგენილობის ცვლილებასთან მეზობელ ფენებს შორის. დისლოკაცია წარმოიქმნება მაშინ, როდესაც სილიციუმის კონცენტრაციის გრადიენტი აღწევს კრიტიკულ მნიშვნელობას, რაც დაკავშირებულია მესრის ლოკალურ დრეკად დეფორმაციასთან. აღნიშნულ დისლოკაციებს შეუძლიათ მნიშვნელოვნად შეამცირონ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში დენის მატარებლების სიცოცხლის ხანგრძლივობა, რაც უარყოფითი ფაქტორია ნახევარგამტარული ხელსაწყოთმშენებლობისათვის.

რენტგენული ტოპოგრაფიის მეთოდით დადგენილია სითხისა და მყარი ფაზების გამყოფ საზღვარზე დეფექტების არათანაბარი განაწილება. დისლოკაციებისგან თავისუფალი Si-Ge მონოკრისტალში ($10^{19} - 1,9 \cdot 10^{20} \text{Ge}$) გერმანიუმის არათანაბარი განაწილების გამო, წარმოქმნილია ძლიერი ძაბვები მეზობელ შრეებს შორის. მათი გამოვლენით სტრუქტურაში ფორმირებულია დისლოკაციების შეჯგუფებები, მიკროდეფექტები და წრიული ფორმის სტრატები. ნაჩვენებია [54], რომ აღნიშნული ტიპის არათანაბრად განაწილებული დეფექტები განაპირობებენ ძაბვების რელაქსაციას დისლოკაციების წარმოქმნის მექანიზმით.

1.4. მასიური Si-Ge შენადნობების მექანიკური თვისებები

Si-Ge შენადნობების მექანიკური თვისებები აშკარად არასაკმარისადაა შესწავლილი. არსებული მონაცემები არ იძლევა საშუალებას გაანალიზებული იქნას მათი მართვის შესაძლებლობები. გერმანიუმით მდიდარ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში დისლოკაციის მოძრაობის სიჩქარე მცირდება მონოტონურად სილიციუმის შედგენილობის გაზრდით და აღწევს გერმანიუმისათვის დამახასიათებელი სიდიდის ერთ მეშვიდედს $Si_{0,2}Ge_{0,8}$ შენადნობებში. $Si_{0,06}Ge_{0,94}$ შენადნობში დისლოკაციის სიჩქარე ჯერ იზრდება, შემდეგ ხდება მისი გაჯერება და ბოლოს იგი მცირდება გერმანიუმის შედგენილობის გაზრდის პირობებში. ეს ცვლილებები გამოვლენილია ტემპერატურის $750-900^{\circ}C$ და ძაბვის $3-30$ მპა ინტერვალში [46]. ძაბვა – დეფორმაციის დიაგრამა Si_xGe_{1-x} შენადნობებისთვის კონცენტრაციის $0 < x < 0,4$ დიაპაზონში მსგავსია წმინდა გერმანიუმის σ - ϵ დიაგრამისა, რომელიც დადგენილია შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე ($< 600^{\circ}C$). მაღალ ტემპერატურებში დრეკადობის ზღვარი პრაქტიკულად დამოუკიდებელია ტემპერატურისაგან. იგი იზრდება სილიციუმის კონცენტრაციის ზრდასთან ერთად.

აღსანიშნავია, რომ Si_xGe_{1-x} შენადნობებისთვის, სადაც $0,94 < x < 1$, ძაბვა – დეფორმაციის დამოკიდებულება წმინდა სილიციუმის დამახასიათებელი σ - ϵ დიაგრამის ანალოგიურია $750-900^{\circ}C$ ინტერვალში, სადაც დრეკადობის ზღვარი იზრდება სილიციუმის კონცენტრაციის პროპორციულად. იგი მაქსიმალურია $Si_{0,5}Ge_{0,5}$ შენადნობში [59]. ზოგადად Si-Ge შენადნობებში დრეკადობის ზღვარი იცვლება $x \cdot (1-x)$ სიდიდის პროპორციულად.

გერმანიუმის მაღალი შემცველობის მასიური მონოკრისტალების მიღების პრობლემა ჯერ-ჯერობით გადაწყვეტილი არ არის, მაგრამ მიღწეული ტექნოლოგიური დონე საშუალებას იძლევა დავასკვნათ, რომ კრისტალიზაციის პროცესის თანმხლები თერმული ძაბვები და შედგენილობის ლოკალური ფლუქტუაციები, აგრეთვე დინამიური ურთიერთქმედება დისლოკაციასა და მყარი ხსნარის ატომებს შორის,

მნიშვნელოვნად ახშობენ დისლოკაციების აქტიურობას და განაპირობებენ შენადნობის სიმტკიცის ზრდას.

სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მონოკრისტალები ხასიათდებიან შემდეგი ძირითადი ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლებით:

$\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ [70]:

სიმკვრივე $(2.329+3.493x-0.499x^2)$ გ·სმ⁻³;

მიკროსისალე $(1150-350x)$ კგ·მმ⁻²;

მესრის პარამეტრი $(5.431+0.20x+0.027x^2)$ ·Å, 300K;

დრეკადობის მუდმივები, 300K;

C_{11} $(165,8-37,3x) \cdot 10^9$ პა;

C_{12} $(63,9-15,6x) \cdot 10^9$ პა;

C_{44} $(79,6-12,8x) \cdot 10^9$ პა;

$\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ დრეკადობის მოცულობითი მოდული 300K,

$B_s=(C_{11}+2C_{12})/3$, $B_s=(97.9-22.8x) \cdot 10^9$ პა;

ანიზოტროპული ფაქტორი:

$A=(C_{11}+C_{12})/2C_{44}$; $A=(0.64-0.04x)$;

ძვრის მოდული:

$G=(C_{11}-C_{12})/2$, $G=(51.0-10.85x) \cdot 10^9$ პა;

[100] მიმართულებით იუნგის მოდული:

$E=748 \cdot 10^9$ პა;

[100] მიმართულებით პუასონის კოეფიციენტი

$\sigma_0=0.278-0.005x$.

1.5. დენის მატარებლების ძვრადობა Si-Ge შენადნობებში

ნაშრომში [71] შესწავლილია Si-Ge კრისტალებში ჰოლის ძვრადობა და დენის მატარებლების კონცენტრაცია. საკვლევი არალეგირებული $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ კრისტალები ხასიათდებიან p-ტიპის გამტარობით ოთახის ტემპერატურაზე და იძენენ n-ტიპის გამტარობას 200-300°C ტემპერატურის დიაპაზონში. n- და p-ტიპის $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობების

სტრუქტურა პოლიკრისტალურია, მარცვლის ზომებით 50-100 მკმ. დადგენილია, რომ არალეგირებული $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ კრისტალებში დენის მატარებლების კონცენტრაცია სწრაფად იზრდება ტემპერატურის პროპორციულად, როდესაც ადგილი აქვს p- დან n-ტიპის გამტარობაში გადასვლას. ზოგიერთ შემთხვევაში 800°C ტემპერატურიდან სუსტად იზრდება დენის მატარებლების კონცენტრაცია. ასეთი ხასიათის ზრდას განაპირობებენ დენის საკუთარი მატარებლები. პოლიკრისტალურ ფოსფორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,7}\text{Ge}_{0,3}$ კრისტალში ($n=2,5 \times 10^{20} \text{სმ}^{-3}$) ელექტრონების ძვრადობის მნიშვნელობა იგივე რიგისაა რაც ხვრელის ძვრადობა დაბალი სიმკვრივის, ცხლად დაწნეხილ ბორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობში [72]. ოთახის ტემპერატურაზე არალეგირებულ SiGe კრისტალებში ($0,8 < x < 1,0$) ელექტრონის ძვრადობა 1500-დან $500 \text{სმ}^2/\text{ვ.წმ}$ -მდე და ხვრელის ძვრადობა 450-დან $250 \text{სმ}^2/\text{წმ}$ -მდე მცირდება, როცა იზრდება გერმანიუმის კონცენტრაციები. ისინი უმნიშვნელოდ იცვლებიან 50-80% სილიციუმის შედგენილობის დიაპაზონში [73]. ნაჩვენებია, რომ დაბალ ტემპერატურებზე მინარევებით ლეგირებული SiGe შენადნობებისათვის μ_e და μ_p ძვრადობები არიან უფრო დაბალი, ვიდრე არალეგირებულ ნიმუშებში. მათი მნიშვნელობები იზრდებიან ტემპერატურის შემცირებით.

ჰოლის ძვრადობის ტემპერატურული დამოკიდებულება ხასიათდება შემდეგი თანაფარდობით [71]:

$$\mu_e \text{ და } \mu_p \sim T^n$$

სადაც $n \approx 1 \pm 0.1$ 300-500K ტემპერატურულ ინტერვალში. უფრო მაღალ ტემპერატურაზე $n \approx 3$ არალეგირებულ $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ და $\text{Si}_{0,9}\text{Ge}_{0,1}$ და n-ტიპის $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$ შენადნობებში.

n-ის მიღებული მნიშვნელობა დაბალ ტემპერატურაზე შესაბამისობაშია n-ტიპის პოლიკრისტალური $\text{Si}_{0,7}\text{Ge}_{0,3}$ შენადნობის ასეთივე მახასიათებელთან. აღსანიშნავია, რომ ბორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ შენადნობებში $n \approx 0,8$, 300-950K ტემპერატურულ ინტერვალში. $\text{Si}_{0,84}\text{Ge}_{0,16}$ და $\text{Si}_{0,8}\text{Ge}_{0,2}$ პოლიკრისტალებში μ_e და μ_p ძვრადობები სუსტად იცვლებიან. მაღალ ტემპერატურაზე დენის მატარებლის ძვრადობა არ არის დამოკიდებული ტემპერატურისაგან, მინარევით ძლიერად

ლეგირებულ გერმანიუმის მაღალი შედგენილობის Si-Ge შენადნობებში. ზეებეკის კოეფიციენტისა და ელექტროგამტარობის ურთიერთკავშირის საფუძველზე ნახვენებია, რომ დენის მატარებლების გადატანითი მოძრაობას ძლიერად ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში არეგულირებს შენადნობში არსებული განწყესრიგება და იონებზე გაბნევის პროცესი [74].

მიხნეულია, რომ მინარევებით ძლიერად ლეგირებული SiGe შენადნობებში μ_p და μ_n ძვრადობებს ახასიათებთ დაახლოებით ერთნაირი ტემპერატურული დამოკიდებულება ოთახის ტემპერატურის მახლობლობაში. არალეგირებულ SiGe კრისტალში ელექტრონის ძვრადობა მკვეთრად მცირდება ტემპერატურის ზრდასთან ერთად, რასაც განაპირობებს დენის მატარებლებისა და ფონონების ურთიერთქმედება და არა მინარევებზე გაბნევის პროცესი. შესაძლებელია დავასკვნათ, რომ მინარევით ძლიერად ლეგირებულ SiGe კრისტალში დენის მატარებლის გადატანითი მოძრაობა უმთავრესად დაქვემდებარებულია იონებზე გაბნევის პროცესზე. აღსანიშნავია, რომ ელექტრონის და ხვრელის ძვრადობა უფრო მცირეა SiGe-ში, ვიდრე სილიციუმში. ხვრელის ძვრადობა იზრდება სილიციუმის კონცენტრაციის შემცირებით SiGe მონოკრისტალებში, რომლებშიაც დენის მატარებლების კონცენტრაცია $\approx 10^{20} \text{სმ}^{-3}$ [75]. აღნიშნულის ერთ-ერთ შესაძლებლობას წარმოადგენს დაშვება, რომ კრისტალის პოტენციალის ფლუქტუაციები ძლიერ გავლენას ახდენენ მუხტის მატარებლების გადატანით პროცესებზე. დადგენილია, რომ არალეგირებულ $\text{Si}_{0.95}\text{Ge}_{0.05}$ და $\text{Si}_{0.93}\text{Ge}_{0.07}$ მონოკრისტალებში μ_n უფრო დიდია ვიდრე მონოკრისტალურ სილიციუმსა და პოლიკრისტალურ SiGe შენადნობებში. ნაშრომში [72] ნახვენებია, რომ როდესაც მარცვლების საზღვრების ზომები ნაკლებია 10მკმ-ზე, მაშინ მათი გავლენა დენის მატარებლების და ფონონების გადატანით პროცესებზე ძლიერდება. აღსანიშნავია ისიც, რომ სასაზღვრო არეებში ძლიერია ელექტრული მოუწყესრიგებლობა, რაც მნიშვნელოვნად ამუხრუჭებს ელექტრონებისა და ხვრელების გადატანით მოძრაობას წვრილმარცვლოვანი სტრუქტურის SiGe შენადნობებში.

1.6. დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის თავისებურებები ლეგირებულ სილიციუმში

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული ($Q^{-1}(T)$), ამპლიტუდური $Q^{-1}(\varepsilon)$ და სიხშირული დამოკიდებულებები შეიცავენ საინტერესო ინფორმაციას მექანიკური რხევების გაბნევის მრავალრიცხოვანი მიკროპროცესების შესახებ ნახევარგამტარულ მასალებში. რხევების ენერჯის გაბნევის მიკროპროცესები დაკავშირებულია დრეკადი ტალღებისა და სტრუქტურის მრავალი სახის დეფექტის ურთიერთქმედებასთან. აღნიშნული ურთიერთქმედების მექანიზმები სპეციფიკური თავისებურებებით ხასიათდებიან [76].

ლეგირებულ სილიციუმში სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციის მოძრაობით განპირობებული შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური და ჰისტერეზირული მაქსიმუმების ბუნების ანალიზისათვის მნიშვნელოვანია დისლოკაციების თერმოაქტივირებული მოძრაობის რელაქსაციის სპექტრი, რომელიც დადგენილია მყარი სხეულების კრისტალების ულტრაბგერითი დატვირთვის პირობებისათვის [77].

რელაქსაციის სპექტრში 500K ტემპერატურისათვის და 10^{10} წმ⁻¹ სიხშირის ფარგლებში განლაგებულია მაქსიმუმები, რომლებიც განპირობებული არიან კრისტალის ზედაპირულ ფენაში არსებული დეფექტების მოძრაობით. ასეთი მაქსიმუმები აღმოჩენილია გერმანიუმის და სილიციუმის კრისტალებში. $5 \cdot 10^6 - 10^8$ წმ⁻¹ სიხშირეთა ინტერვალში განაწილებულია ბორდონის ტიპის მაქსიმუმები (B, Si, Ge, SiO₂, Bi₂Te₃). ეს მაქსიმუმები გახლენილია ორ კომპონენტად: ერთ-ერთი მათგანი გამოწვეულია ღუნვების მოძრაობით ხრახნულ დისლოკაციებზე; მეორე – ღუნვების მოძრაობით კიდურ დისლოკაციებზე. სიხშირეთა უფრო ფართო დიაპაზონში ($3 \cdot 10^3 - 7 \cdot 10^5$ წმ⁻¹) ვლინდება ენერჯის შთანთქმის მაქსიმუმები, რომლებიც გამოწვეული არიან დისლოკაციების ურთიერთქმედებით წერტილოვან დეფექტებთან, უფრო ზუსტად, გეომეტრიული და სითბური ღუნვების მოძრაობით წერტილოვანი დეფექტების ველში. მათი აქტივაციის ენერჯიები გერმანიუმის და სილიციუმისათვის იმყოფებიან 0,2-0,6 ევ საზღვრებში. დაბალი სიხშირეების არეში ($1-10^3$ ჰც) რელაქსაციის სპექტრში სილიციუმში ჩნდებიან რხევის

ენერჯის შთანქმის მაქსიმუმები, გამოწვეული გეომეტრიული ღუნვების წარმოქმნითა და მოძრაობით. მათი აქტივაციის ენერჯია =1.1ევ.-ია.

სილიციუმის კრისტალში დაიმზირება შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების სერია პროცესების აქტივაციის ენერჯით 0,04-დან 1,1 ევ-მდე, რომლებიც აისხნებიან დისლოკაციებზე არსებული გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობით [78-80]. ენერჯის შთანქმის მაქსიმუმების შესაბამისი აქტივაციის ენერჯია რეალური კრისტალებისათვის ყოველთვის არ განსაზღვრავს მეორე რიგის პაიერლსის ბარიერის სიმაღლეს, რომელიც სილიციუმისათვის ტოლია 0,047 ევ. [81]. აქტივაციის ენერჯიები დამოკიდებულნი არიან დისლოკაციების ტიპზე, ასევე ჩანერგვისა და ჩანაცვლების მინარევების კონცენტრაციაზე ეს უკანასკნელი ცვლის დისლოკაციური ღუნვის სიგანეს, და ცხადია ატომების გადანაცვლების ძაბვას ღუნვის მოძრაობის პროცესში.

წარმოდგენილია [82] სილიციუმის დეფორმირებულ კრისტალებში, მექანიკური რხევების შთანქმის ენერჯის დისლოკაციური პროცესების გამოკვლევის შედეგები. პლასტიურად დეფორმირებულ სილიციუმში 870K ტემპერატურაზე, 843 ჰც. ღუნვითი რხევის სიხშირეზე გამოვლენილია რელაქსაციური პროცესი 2,3 ევ. აქტივაციის ენერჯით. დეფორმაციის გაზრდით მაქსიმუმი გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურის მხარეს. ერთდროულად გამოკვლეულია სილიციუმის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულება, როგორც დეფორმაციის ფუნქცია მინარევების კონცენტრაციის გაზრდით მცირდება ფონი ოთახის ტემპერატურაზე. რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესების კონკრეტული მექანიზმი ნაშრომში წარმოდგენილი არ არის.

p-ტიპის სილიციუმის ძაფისებურ უდეფექტო კრისტალებში, [111] ზრდის ღერძის ორიენტაციით, 300-800K ტემპერატურათა ინტერვალში და გრეხითი რხევების ~1ჰც სიხშირეზე შინაგანი ხახუნის სპექტრში არ დაიმზირება რაიმე თავისებურებანი. მხოლოდ 850K-ს ზევით [83] აღინიშნება შინაგანი ხახუნის ფონის ზრდა და შესამჩნევია გრეხითი პლასტიური დეფორმაცია. შემდგომში გახურება და ნიმუშში რხევების აღძვრა კრიტიკული ამპლიტუდის დროს ხელს უწყობს შინაგანი ხახუნის ფონისა და გრეხის კუთხის ზრდას. აღნიშნული

თავისებურებანი აიხსნებიან დისლოკაციების ჩასახვის და მოძრაობის მექანიზმით [83].

სილიციუმის ძაფისებურ კრისტალებში პირველად იქნა გამოვლენილი 1300K ტემპერატურაზე რელაქსაციური მაქსიმუმი. პროცესი ხასიათდება აქტივაციის ენერგიით 3,2 ევ და სიხშირული ფაქტორით $\sim 10^{13} \text{წმ}^{-1}$. შემოთავაზებულია რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მექანიზმი – დისლოკაციების ჰეტეროგენული ჩასახვა, იქ სადაც მაქსიმალურია გრეხითი რხევებით აღძრული ძაბვა.

იზოთერმული მრუდების მიხედვით გრეხითი რხევების დაბალი სიხშირეების დიაპაზონში (10^4 - 10^5 ჰც) და 966-1287K ტემპერატურის დროს გამოკვლეულია შინაგანი ხახუნი სილიციუმში. სილიციუმი ლეგირებულია ბორით და ფოსფორით [84]. აღმოჩენილია სამი რელაქსაციური მაქსიმუმი. წარმოდგენილია მოდელი, რომლის თანახმად პირველი მაქსიმუმი $\sim 1,75$ ევ-ის ტოლი აქტივაციის ენერგიით, გამოწვეულია გეომეტრიული ღუნვების მიგრაციით; ხოლო მეორე მაქსიმუმი, რომელიც ხასიათდება 2.0 ევ-ის ტოლი აქტივაციის ენერგიით დაკავშირებულია დისლოკაციაზე თერმული ღუნვის ჩასახვასა და ურთიერთქმედებასთან; მესამე მაქსიმუმი კი 2,4 ევ-ის ტოლი აქტივაციის ენერგიით გამოწვეულია ორმაგი ღუნვების მოძრაობით შინარეგების ველში. კვლევის შედეგების ანალიზის საფუძველზე შეფასებულია ორმაგი ღუნვების წარმოშობის ენერგია, რომელიც 0,9 ევ-ის ტოლია.

ექსპერიმენტებმა აჩვენეს [85], რომ თერმოციკლების პროცესში და ასევე სილიციუმის ძაფისებური კრისტალის პლასტიური დეფორმაციის დროს ციკლური ნიშანცვლადი დატვირთვით 1000K ტემპერატურაზე, წარმოიქმნება ბლოკური სტრუქტურა მრავალი ასიმეტრიული საზღვრებით. სასაზღვრო დისლოკაციების მოძრაობას თან ახლავს ვაკანსიების სრული გადანაწილება, ხოლო შემდეგ იზრდება სიმეტრიული საზღვრების წილი, რომლებიც მუშაობენ როგორც ვაკანსიების ბრტყელი წყაროები. წარმოქმნილი დისლოკაციებისა და ვაკანსიების ურთიერთქმედება განაპირობებს შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების სიმრავლის წარმოშობას 300K-ზე უფრო დაბალ ტემპერატურებზე. აღმოჩენილი მაქსიმუმი 200-300K დიაპაზონში და

ამპლიტუდური დამოკიდებულების ჰისტერეზისი 210K ტემპერატურის მახლობლად გამოწვეულია ენერჯის შთანთქმის მექანიზმით, რომლის მიხედვითაც რხევითი ენერჯის გაბნევა ხდება წერტილოვან დეფექტებთან დისლოკაციების ურთიერთქმედების პროცესში [84].

ღუნვით დეფორმაცია 900-1100K ტემპერატურის პირობებში ძაფისებურ კრისტალებში ქმნის განვითარებულ დისლოკაციურ სტრუქტურას ძვრის ერთ, ორ ან სამ სისტემაში [111] მიმართულებით. ამასთან ერთად ვლინდება როტაციული ძვრა, რომელიც იწვევს ნიმუშის გრეხას [111] დერძის გარშემო. გრეხითი რხევების სიხშირეზე ~1ჰც და 950K-ზე ჩნდება შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმი, რომელიც გამოწვეულია 60-გრადუსიან დისლოკაციებზე ორმაგი ღუნვების გენერაციით და მოძრაობით [85]. ნაშრომში [86] ჩამოყალიბებულია სილიციუმის ძაფისებურ კრისტალებში რელაქსაციური პროცესების შესაძლებელი მექანიზმები; სილიციუმის მონოკრისტალებში ციკლური დეფორმაცია, გრეხითი ძვრის დეფორმაციის ამპლიტუდით 10^{-5} - 10^{-3} , იწვევს 750K -ზე რელაქსაციურ მაქსიმუმს, რომელიც აიხსნება ზედაპირზე ერთეულოვანი ღუნვის წარმოქმნის მექანიზმით. მეორე მაქსიმუმი 950K-ზე დაკავშირებულია დისლოკაციებზე ორმაგი თერძული ღუნვების გენერაციასთან.

სხვადასხვა ორიენტაციის სილიციუმის ნიმუშებში ულტრაბგერის შთანთქმის ამპლიტუდური დამოკიდებულების შესწავლისას, დერძის გასწვრივ თავისუფალი გრძივი რხევის მეთოდით გამოვლენილია ძაბვის კრიტიკული ამპლიტუდის ორიენტაციული დამოკიდებულება [88]. სავარაუდოა, რომ დისლოკაციის სეგმენტის რხევითი მოძრაობა ლიმიტირებულია დისლოკაციის გეომეტრიული ღუნვის მოწყვეტით დამაგრების წერტილთან. შეფასების თანახმად, დისლოკაციის კავშირის ენერჯია მისი დამაგრების ცენტრთან ~2 ევ-ია. აღნიშნულია, რომ წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის ამაღლება მოწვის გავლენით განსაზღვრავს დისლოკაციების დამაგრების ცენტრებიდან ღუნვის მოწყვეტის ძაბვის სიდიდის ამაღლებას.

მონოკრისტალურ სილიციუმში შინაგანი ხახუნის სპექტრში ტემპერატურის 150-300K დიაპაზონში, რხევის სიხშირეზე ~2 ჰც

გამოვლენილია მაქსიმუმის სამი წყვილი [89]. ნაჩვენებია, რომ ცალკეული წყვილის შემადგენელი მაქსიმუმები ერთნაირად იქცევიან იმასთან დამოკიდებულებით, თუ როგორია პლასტიური დეფორმაციის ტიპი და სიდიდე. სილიციუმის მონოკრისტალში გამოვლენილი დამახასიათებელი შედარებით რთული $Q^{-1}(T)$ სპექტრი გამოწვეულია ნახევარგამტარების ალმასის ტიპის სტრუქტურებში არსებული დისლოკაციების სპეციფიკურობით [90]. ის თავს იჩენს მაქსიმუმების სამივე წყვილში, რომელთა სიხშირული ფაქტორები განსხვავდებიან ორი რიგით, ხოლო აქტივაციის ენერჯის შეფარდება ტოლია $\sim 1,7$. ასეთი სიტუაცია დამახასიათებელია წერტილოვან დეფექტების და დისლოკაციების ურთიერთქმედებისათვის [91].

როგორც ცნობილია [90], ალმასის ტიპის კრისტალურ მესერში დისლოკაციებზე არსებობს სამი ტიპის გეომეტრიული ღუნვა. აღნიშნული ღუნვები ჩაისახებიან 60-გრადუსიან და ხრახნულ დისლოკაციებზე. ღუნვების ორიენტაცია არ ემთხვევა მჭიდროწყობის მიმართულებას. ისინი ერთმანეთისაგან განსხვავდებიან კიდური კონპონენტისათვის დამახასიათებელი ურთიერთქმედების ენერჯის სიდიდით [92]. ეს თავისებურებანი განსაზღვრავენ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების სამი წყვილის წარმოქმნას და მათ ტემპერატურულ განცალკევებას დაბალტემპერატურულ უბნებში. თითოეული მათგანის მექანიზმს საფუძვლად აქვს ერთეულოვანი ღუნვის ან ღუნვების ჯგუფის მოწყვეტა წერტილოვანი დეფექტებისაგან (ვაკანსია, მინარეგების ატომი) გარეშე ნიშანცვლადი ძაბვის ველში.

საკუთარი სიხშირისა და გრეხითი რხევების შთანთქმის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით გამოკვლეულია პოლიკრისტალური სილიციუმის ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული სპექტრი და შინაგანი ხახუნი [93]. ~ 1.0 ჰც- სიხშირეზე 925K ტემპერატურაზე აღმოჩენილია შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმი, რომელსაც თან ახლავს ძვრის მოდულის დეფექტი სიდიდით $\sim 0,008$. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერჯია შეადგენს 2,5ევ-ს, სიხშირის ფაქტორი -10^{14} წმ⁻¹. აქტივაციური მახასიათებლების მნიშვნელობები თანხმობაში იმყოფებიან რობერტს-ბარანდის მარცვლის საზღვრების რელაქსაციის მოდელთან, რომლის თანახმად შინაგანი

სახუნი განპირობებულია მარცვლების საზღვრებზე დისლოკაციების მოძრაობით. ენერჯის რელაქსაციური გაბნევის მიკროსკოპულ მექანიზმად შემოთავაზებულია მარცვლების საზღვრების მოძრაობა გარეშე ძაბვის პერიოდულ ველში.

გაანალიზებულია სილიციუმში [94] ორი სეგმენტის შეხების საზღვარზე წარმოქმნილი დისლოკაციების რეაქცია და წარმოდგენილია შინაგანი სახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების მაქსიმუმის წარმოშობის მექანიზმი. მიჩნეულია, რომ მაქსიმუმი გამოწვეულია მესრის დისლოკაციის გენერაციის პროცესით ორი სეგმენტის საზღვარზე და ენერჯის დამატებითი გაბნევით მარცვალთა გამყოფ საზღვარზე.

ამორფული სტრუქტურების დეფექტები განაპირობებენ ამორფული სილიციუმის რთულ რელაქსაციურ სპექტრს [95]; მასში 950-970K-ზე დაიშვრება რხევების მიღევის მაქსიმუმი, რომელიც დაკავშირებულია პირველი სახის ფაზურ გადასვლასთან, ანუ გადასვლასთან ამორფულიდან კრისტალურ მდგომარეობაში. 770K ტემპერატურაზე აღმოჩენილია რელაქსაციური პროცესი აქტივაციის ენერჯით $1,7 \pm 0,2$ ევ. როგორც ცნობილია [96], ამორფულ სილიციუმში არსებობს ატომებს შორის მიმართული კოვალენტური კავშირები. დრეკადი ძაბვის ველში შესაძლებელია მოხდეს დასუსტებული კავშირის გაწყვეტა და მეორე კავშირის გაჯერება, ე.ი. მოხდება ატომების გადახტომა ბარიერზე – კავშირის გადართვა. თუ გადართვის დრო ემთხვევა ნიშანცვლადი დრეკადი ძაბვის პერიოდს, მაშინ შინაგანი სახუნი მაქსიმალურია. 770K-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის შემოთავაზებული მექანიზმი ეყრდობა აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობისა და სილიციუმის მესერში ატომთა შორის არსებული კავშირის ენერჯის ($\approx 1,813$) ტოლობის არსებობას.

ზეგერის თეორიის [97] თანახმად კოვალენტურ კრისტალებში ბორდონის ტიპის მაქსიმუმი მოსალოდნელია გამოვლინდეს 450-600°C ინტერვალში, როდესაც რხევები ~ 13 სიხშირის დიაპაზონშია. მართლაც გრეხითი რხევების ~ 13 სიხშირეზე სილიციუმისა და გერმანიუმის ლეგირებული მონიკრისტალების შინაგანი სახუნის

ტემპერატურულ სპექტრებში გამოვლენილია დისლოკაციების მოძრაობით განპირობებული რელაქსაციური წარმოშობის მაქსიმუმები [98]. მაქსიმუმების ძვრადობის ცვლილების ანალიზიდან დადგენილია [99] დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედების დიდი წვლილი დეფორმაციული ბუნების შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსიურობასა და აქტივაციურ მახასიათებლებში.

ულტრაბგერების დიაპაზონში რხევების მიღება შესაძლებელია განხორციელდეს დენის თავისუფალ მატარებლებზე. განიხილება კოვალენტურ კრისტალებში დრეკადი ტალღების დენის თავისუფალ მატარებლებთან ურთიერთქმედების ორი ძირითადი ტიპი. პირველი მათგანია რხევების მიღება დეფორმაციის პოტენციალთან დაკავშირებით. მეორე შემთხვევაში მიღების პროცესი განსაზღვრულია პიეზოელექტრული ეფექტით [100] ეს უკანასკნელი ვლინდება ისეთ კრისტალებში, რომლებშიაც არ არსებობს სიმეტრიის ცენტრი.

დეფორმაციის პროცესში სილიციუმისა და გერმანიუმის მრავალ ველიან ენერგეტიკულ ზონურ სტრუქტურაში მიმდინარეობს ელექტრონების გადანაწილება მაღალი ენერგეტიკული ველიდან დაბალ ველებში. ეს პროცესი რელაქსაციურია, მაშასადამე, ის განაპირობებს რხევების ენერგიის რელაქსაციურ მიღებას. დარიშხანით ძლიერად ლეგირებულ Si:P მონოკრისტალში ($n \geq 1 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$) რეგისტრირებულია თავისუფალ ელექტრონებზე მაღალი ინტენსიურობის რხევების ენერგიის მიღების ფონი.

მინარევიანი ნახევარგამტარების უმრავლესობა ხასიათდება იზოლირებულ ცენტრალურ ატომებთან სუსტად ბმული ელექტრონებით, რომლებიც აგრეთვე მონაწილეობას იღებენ გაბნევის პროცესებში. ძვრის დეფორმაციით შესაძლებელია გაიხლიჩოს მინარევის ატომთა ბმული ელექტრონის ენერგეტიკული დონეები სხვადასხვა ენერგეტიკულ კლასებად. ულტრაბგერის ტალღა ახდენს ელექტრონების რეალურ გადანაწილებას ენერგეტიკულ კლასებს შორის [101]. Si-Ge შენადნობებში ($\text{Si}_{0,97}\text{Ge}_{0,03}$ და $\text{Si}_{0,93}\text{Ge}_{0,07}$) სიხშირეების კილოჰერცების დიაპაზონში 60K ტემპერატურის მახლობლობაში გამოვლენილია ანომალური ხასიათის შთანთქმის პროცესი. იგი ვლინდება მხოლოდ მაშინ, როდესაც კუმშვითი ტალღები გავრცელდება [110]

კრისტალოგრაფიული მიმართულებებით [102]. სამწუხაროდ აღნიშნული ანომალიის მექანიზმი დადგენილი არ არის.

ელექტრულად აქტიური მინარეგებით ლეგირებული Si და Ge კრისტალებში 40K ტემპერატურაზე გამოვლენილია ბგერითი ტალღების შთანთქმის მკვეთრი ზრდა [100]. გამოთქმულია მოსაზრება, რომ აღნიშნული ეფექტი დაკავშირებულია ელექტრონ-ფონონური ურთიერთქმედებასთან რაც გავლენას ახდენს ანგარმონიზმზე. ავტორთა მოსაზრებით სავარაუდო მექანიზმს ადასტურებს დრეკადობის მესამე რიგის მოდულებზე ლეგირების გავლენის შეფასების შედეგები.

სხვადასხვა სიხშირულ დიაპაზონში ბგერების გავრცელებასა და შთანთქმის პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები ორგანულად დაკავშირებულია კოვალენტური კრისტალების როგორც დაბალი, ასევე მაღალი რიგის დრეკადობის მოდულების ცვლილებაზე ფართო სიხშირისა და ტემპერატურის ინტერვალში. სწორედ ეს გარემოება განსაზღვრავს რხევების ენერჯიის შთანთქმის პროცესებისა და მექანიკური მოდულების ერთობლივად კვლევის აუცილებლობას. ორივე ფიზიკური მახასიათებლის ცვლილების თავისებურებები დამოკიდებულია რხევების სიხშირულ დიაპაზონზე. ულტრაბგერების სიხშირულ დიაპაზონში მექანიკური მოდულებას და ენერჯიის გაბნევის პროცესებს განაპირობებენ ელექტრონ-ფონონური ურთიერთქმედება, [103] ინფრაბგერების სიხშირულ დიაპაზონში კრისტალების დრეკად და არადრეკად თვისებებს მნიშვნელოვან წილად აკონტროლებენ დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის კრისტალოგრაფიული და ენერგეტიკული მახასიათებლები [26].

აღსანიშნავია, რომ ინფრაბგერების სიხშირულ დიაპაზონში ნახევარგამტარული მასალების ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები რხევის სიხშირის, ამპლიტუდური დეფორმაციისა და ტემპერატურის ფართო დიაპაზონში არასაკმარისად არის შესწავლილი. პრაქტიკულად გამოკვლეული არ არის Si-Ge მასიური კრისტალების დინამიური მექანიკური თვისებები და მათი მახასიათებლებისა და ელექტროფიზიკური თვისებების ურთიერთკორელაციური კავშირები. ფართო ტემპერატურულ ინტერვალში გამოკვლეულია Si-Ge

შენადნობების ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრები [104]. გამოვლენილია ურთიერთგადაფარული რელაქსაციური და ჰისტერეზისული წარმოშობის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები. მაქსიმუმების ტემპერატურაზე ძვრის მოდული მცირდება. შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობის პროპორციულად. სილიციუმის ფუძეზე მიღებული Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის სპექტრი დეფორმირებული წარმოშობისაა, რასაც ადასტურებს რხევების ენერჯის გაბნევის პროცესების ინტენსიურობის რხევის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულების არსებობა [105]. Si-Ge შენადნობებში გამოვლენილი არადრეკადი თვისებების მიკროსკოპული მექანიზმები გაანალიზებულია თვისობრივად და მათი ღრმად განხილვა საჭიროებს დამატებითი ექსპერიმენტული მონაცემების მიღებასა და შედარებით ანალიზს სტრუქტურისა და ნახევარგამტარული თვისებების მახასიათებლებთან ურთიერთკავშირში.

შინაგანი ხახუნის რთული ტემპერატურული სპექტრი დამახასიათებელია ასევე დეფორმირებული მონოკრისტალური გერმანიუმისათვის და გერმანიუმის ფუძეზე არსებული Ge-Si შენადნობებისათვის [106]. დეფორმირებულ გერმანიუმში გრესითი რხევების ~ 133 სიხშირეზე გამოვლენილია დისლოკაციური წარმოშობის ინტენსიური რელაქსაციური მაქსიმუმი და ძვრის მოდულის დეფექტი. ორივე ფიზიკური მახასიათებლის ამპლიტუდური დამოკიდებულება და თერმული დამუშავების ზემოქმედებით გამოვლენილი ცვლილებების კანონზომიერებები ანალოგიურია კუბური სიმეტრიის მეტალებში გამოვლენილი ბორდონის ტიპის რელაქსაციის. საერთოდ უნდა აღინიშნოს, რომ დისლოკაციების მოძრაობასთან დაკავშირებული რელაქსაციური პროცესები ერთნაირი ბუნებისაა სხვადასხვა სიმეტრიისა და ატომთაშორისი კავშირის ძალების მატარებელ მყარ სხეულებში [76].

2. შედეგები და მათი განსჯა

2.1. Si-Ge შენადნობების მიღება და კვლევის მეთოდები

2.1.1. ჩოხრაღსკის მეთოდით კრისტალების მიღება

სილიციუმ-გერმანიუმის სისტემის მოცულობითი მონო-კრისტალები მიღებულია ჩოხრაღსკის ტიპის სტანდარტულ ვაკუუმურ დანადგარზე C-98M. დნობები ჩატარებულია ჰელიუმის გარემოში 0,5 ატმ. წნევის ქვეშ. წინასწარ ხდება სადნობი ვაკუუმური დანადგარის გაიშვიათება ჰაერის გაიშვიათებით $\sim 10^{-4}$ მმ ვერცხლისწყლის სვ. წნევამდე. ამის შემდეგ ჰელიუმის ნელი ნაკადით ხდება სადნობი კამერის გასუფთავება და ბოლოს იგი ივსება ჰელიუმით საჭირო წნევამდე, რის შემდეგ მიეწოდება ელექტროდენი. სათანადო ტემპერატურაზე ირთვება გამწოვი მოწყობილობა. ინერტული აირის მოწოდება და გაწოვა რეგულირდება ისე, რომ სამუშაო კამერაში გაზის წნევა ექსპერიმენტის მიმდინარეობის პერიოდში მუდმივად 0,5 ატმ. დონეზე რჩება. კრისტალიზაციის ფრონტისათვის ოპტიმალური ტემპერატურული არეს შერჩევისათვის კაზმის მთლიანად გადნობის შემდეგ პირველ რიგში დგინდება დანადგარის სითბური ინერცია (დენის ძალის მიწოდების შემდეგ საჭირო დრო მახურებელიდან მდნარის ცენტრამდე სითბოს მისაღწევად). დადგინდა, რომ 30მმ დიამეტრის კრისტალის მისაღები მასისათვის დანადგარის ინერცია 7 წუთს შეადგენს. ამის შემდეგ იწყება ოპტიმალური ტემპერატურული პირობების ძიება. აღსანიშნავია, რომ ყველა გამახურებელს გააჩნია ერთგვაროვანი ტემპერატურული სარტყელი, რომლის სიმაღლე განისაზღვრება ~ 6 მმ. ამის გამო, კრისტალიზაციის ფრონტი არ გამოდის აღნიშნული ტემპერატურული ზონის ფარგლებიდან.

შემდეგ იწყება დაკვირვება მდნარის ზედაპირზე ტემპერატურის განაწილებაზე. ამისათვის თანდათან ვამცირებთ დანადგარზე მოწოდებული დენის ძალას მანამ, ვიდრე არ შეიმჩნევა კრისტალიზაციის დაწყების ნიშანი. ამ შემთხვევაში შეიძლება გამოისახოს სამი ხასიათის განაწილება: 1. მდნარი ზედაპირის

ერთდროული მთლიანი გადაცივება; 2. მხოლოდ პერიფერიული ნაწილის გადაცივება; 3. ოპტიმალური რადიალური ტემპერატურული პირობები, როდესაც მდნარის ცენტრში გამოჩნდება პირველადი კრისტალის ჩანასახი.

თავიდან მდნარი ზედაპირი შესაძლებელია მოხვდეს ოპტიმალური ტემპერატურული ზონის ზევით. ამ დროს ხდება მდნარი ზედაპირის გადაცივების ვიზუალური დაკვირვება. ამ შემთხვევაში საჭიროა ტიგელი თანდათანობით გადაადგილდეს გამახურებლის სიღრმეში ვერტიკალური ღერძის გასწვრივ. ამის საშუალებას იძლევა სპეციალურად შექმნილი დამატებითი მოწყობილობა, რომელიც ტიგელის დამჭერ ღერძთან არის დაკავშირებული. თუ ტიგელის გადაადგილებით არ მოიხსნა მდნარის გადახურება – იმ შემთხვევაში დანადგარის ინერციის გათვალისწინებით უნდა გაიზარდოს მიწოდებული დენის ძალა მანამდე, ვიდრე მდნარის ზედაპირზე წარმოქმნილი მყარი ფენა მთლიანად არ გადნება. შემდეგი დაკვირვება ტიგელის გადაადგილებასთან ერთად გრძელდება, ვიდრე მდნარის ზედაპირი არ აღმოჩნდება გამახურებლის ერთგვაროვან ტემპერატურულ სიბრტყეზე და მდნარის ზედაპირზე არ მიიღწევა ოპტიმალური რადიალური განაწილება ტემპერატურის – ე.ი. ტემპერატურული იზოთერმის მინიმუმი უნდა დაემთხვეს მდნარის ზედაპირის ცენტრს, საიდანაც უნდა დაიწყოს კრისტალიზაციის პროცესი მადედელების შეხების მომენტში. ამ დროს მის გარშემო პერიფერია გადახურებულია და გამორიცხულია დამატებითი კრისტალიზაციის ცენტრების ჩანასახა.

ამის შემდეგ ნაღობი უნდა გადახურდეს და ტემპერატურის აწევა უნდა მოხდეს დანადგარის ინერციის გათვალისწინებით ისე, რომ არ მოხდეს ძლიერი გადახურება, რაც ძლიერ აბრკოლებს კრისტალიზაციის წონასწორულ პროცესს. სათანადო ტემპერატურული პირობების დადგენის შემდეგ მდნარის ზედაპირზე, ცენტრის არეში ნელი სიჩქარით ეშვება მადედელები, რომელიც წინასწარ გაცხელებულია, რომ შეხების მომენტში არ მოხდეს გადაცივება მდნარის მიმდებარე შრეში. მადედელების მდნართან სრული კონტაქტის შემდეგ იწყება კრისტალის ამოწევის პროცესი. კრისტალების ამოწევის სიჩქარე შეადგენდა 0,25 მმ/წთ და კრისტალის ზრდის პროცესში

ტემპერატურის სტაბილურობას უზრუნველყოფდა სისტემაში ჩართული “BPT”. ამოზრდილი მონოკრისტალების გაცივება წარმოებდა დანადგართან ერთად, რომლის გაცივების სიჩქარე შეადგენს 20-25°C წუთში. კრისტალის მიღების პროცესში მადედებლისა და ტიგელის ბრუნვის სიჩქარეები ტოლია შესაბამისად 45ბრ/წთ და 10ბრ/წთ.

2.1.2. მიკროსტრუქტურის კვლევის მეთოდика

მიკროსტრუქტურის გამოკვლევა სრულდებოდა ოპტიკურ მიკროსკოპზე MIM-7. ამავე მიკროსკოპზე სრულდებოდა საკვლევი ნიმუშების ზედაპირული სტრუქტურის ფოტოფირფიტაზე აღბეჭდვა.

ნიმუშების ზედაპირზე წარმოქმნილი დეფორმირებული შრის მოხსნის მიზნით, წარმოებდა ქიმიური პოლირება ხსნარში – HF:HNO₃ 1:3, 5-10 წუთის განმავლობაში და ამის შემდეგ, დისლოკაციური ფიგურების გამოვლინებისათვის მოწამვლა გრძელდებოდა ხსნარში – HF:HNO₃:CH₃COOH=3:1:12 დაახლოებით 30 წუთის განმავლობაში. ქიმიური პოლირებისა და დისლოკაციების გამოსავლენი მოწამვლის მონაცვლეობა მეორდება ვიდრე არ შეწყდება დისლოკაციების სიმკვრივის ცვლილება. ასეთ პირობებში მოწამვლით გამოვლენილი ფიგურები წარმოადგენს კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილ დისლოკაციებს. იმავე შედგენილობის პოლიკრისტალური სტრუქტურის მქონე ნიმუშების ზედაპირების მომზადება სტრუქტურული კვლევებისათვის პრაქტიკულად შესაძლებელია ანალოგიური თანმიმდევრობით შესრულდეს. კერძოდ, მიკროსტრუქტურის გამოსამკვლავნებლად, წინასწარ დამუშავებული შლიფების მოწამვლას ახდენენ 25% KOH-ის მდუღარე ხსნარში H₂O₂ -ის დამატებით, შემდეგი პროპორციით 4:1 [107].

2.1.3. ელექტროფიზიკური მახასიათებლების გაზომვის მეთოდика

ოთახის ტემპერატურის პირობებში ელექტროფიზიკური თვისებების მახასიათებლები განისაზღვრებოდა ოთხზონდიანი მეთოდით, მუდმივ მაგნიტურ ველში მოთავსებულ ნიმუშში მუდმივი

სიდიდის დენის აღძვრის პირობებში. მაგნიტური ველის დაძაბულობა შეადგენდა $\approx 1 \cdot 10^4$ ერსტედს. საცდელი ნიმუშის ფორმა – $2 \times 4 \times 12$ მმ³. თავდაპირველად იანგარიშება ჰოლის კოეფიციენტი [108]:

$$R_3 = \frac{V_3 \cdot d}{H \cdot I} \quad (7)$$

სადაც H – მუდმივი მაგნიტური ველის დაძაბულობა;
 I – ნიმუშში გამავალი მუდმივი დენის სიდიდე;
 d – ნიმუშის სიგრძე
 V_3 – ნიმუშზე აღძრული ჰოლის ემძ.

დენის მატარებლების კონცენტრაცია იანგარიშება ფორმულით [108]:

$$n = \frac{1}{e \cdot c \cdot R_3} \quad (8)$$

e – ელექტრონის მუხტის სიდიდეა;

c – სინათლის სიჩქარე ვაკუუმში.

დენის მატარებლების ძვრადობა გამოითვლება ცნობილი

თანაფარდობიდან:
$$\mu = \frac{\sigma}{n \cdot e} \quad (9)$$

სადაც ელექტროგამტარობა $\sigma = \frac{I}{S}$; S – ნიმუშის კვეთის ფართობია.

2.1.4. მიკროსისალის განსაზღვრის მეთოდი

მიღებული მონოკრისტალების (111) სიბრტყის პარალელურად ამოჭრილი იქნა ფირფიტები. მიკროსისალის გაზომვამდე წარმოებდა ნიმუშების ზედაპირის მომზადება შემდეგი თანმიმდევრობით. ზედაპირი იშლიფებოდა სხვადასხვა ზომის მარცვლების SiC – ფხვნილზე, შემდეგ ხდებოდა მექანიკური პოლირება აღმასის პასტებით ($d \approx 1,2,3$ მკმ). მიკროსისალე შეისწავლებოდა მოწამელის შემდეგ. მოწამელა ხორციელდებოდა მდულარე ხსნარში შემადგენლობით: 4წილი 25%-იანი KOH+1წილი 30%-იანი H₂O₂. მიკროსისალის გაზომვა სრულდებოდა PMT-3 -ზე 50გ დატვირთვის ქვეშ. ანაბეჭდის დიაგონალი იზომებოდა ოკულარული მიკრომეტრით. მიკროსისალე ითვლებოდა ფორმულით [78]:

$$H = \frac{1854}{c^2} P \quad (10)$$

სადაც H – მიკროსისალა;

P – დატვირთვა;

C – ანაბექტის დიაგონალის სიგრძე.

მიკროსისალის ყოველი მნიშვნელობა მიღებულია ანაბექტის სამჯერადი გაზომვით და თვით ნიმუშის დამახასიათებელი მიკროსისალის სიდიდე გამოანგარიშებულია ნიმუშის ზედაპირზე 50 ანაბექტის ოთახის ტემპერატურაზე გაზომვის საფუძველზე.

2.1.5. შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის გაზომვის მეთოდი

შინაგანი ხახუნის დანადგარის ძირითად ნაწილს წარმოადგენს ვერტიკალურად დამაგრებული გრეხითი ქანქარა. მის ღერძზე მექანიკური მომჭერების ან ცეცხლგამძლე წებოს საშუალებით მაგრდება ნიმუშები. ქანქარის ჰორიზონტალურ ღერძზე განლაგებულია მაგნიტური ტვირთები. შესაძლებელია მათი მასის და ვერტიკალური ღერძიდან დაშორების რეგულირება მერხევი სისტემის სისწორის შეცვლის მიზნით. გრეხითი რხევების აღზნება წარმოებს ტვირთებისადმი სიმეტრიულად განლაგებული წყვილი ელექტრომაგნიტებით.

ვერტიკალური და ჰორიზონტალური ღერძების კვეთაზე განლაგებულია ამრეკლი სარკე. მისგან არეკილი სინათლის სხივი ფიქსირდება გამჭვირვალე ოპტიკურ სკალაზე. ელექტრომაგნიტებში დენის რეგულირებით შესაძლებელია ოპტიკურ სკალაზე ნიმუშის დაგრეხის კუთხის რეგისტრაცია გადახრის ამპლიტუდების შეფასების გზით.

საცდელი ნიმუშების ძვრის დინამიური მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული და ამპლიტუდური დამოკიდებულებების შესწავლა ხორციელდება ნახევრადავტომატურ დანადგარზე. გრეხითი რეგების სისწორისა და მიღევის ლოგარითმული დეკრემენტის რეგისტრაციის მეთოდით. გაზომვებში გამოიყენებოდა პარალელეპიპე-

დის ფორმის ნიმუშები. გაზომვები სრულდებოდა ტემპერატურათა 20 – 800K და სიხშირეთა 0,5÷5 კჰც ინტერვალში. გაზომვის პროცესში შესაძლებელია გრეხითი რხევების ამპლიტუდის ცვლილება $1 \cdot 10^{-5} \div 5 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალში. გაზომვა ხორციელდებოდა გახურება-გაცივების 1÷3 გრად/წთ სიჩქარით.

ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე ოთახის ტემპერატურაზე განისაზღვრებოდა შემდეგი ცნობილი თანაფარდობით:

$$G = G_0 \frac{f^2}{f_0^2}, \quad (11)$$

სადაც G_0 და f_0 ეტალონის ძვრის მოდული და რხევის სიხშირეა გამზომ დანადგარში ოთახის ტემპერატურაზე, ხოლო G და f იდენტური ზომების საცდელი კრისტალის მოდულისა და რხევის სიხშირის მნიშვნელობებია. აღნიშნული მეთოდებით ძვრის მოდულის განსაზღვრის ცდომილებაა 3%. შინაგანი ხახუნის სიდიდე გამოითვლება ფორმულით [110]:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N} \ln \frac{A_n}{A_n + N}, \quad (12)$$

სადაც N – რხევათა რაოდენობაა, რომელიც სრულდება რხევის ამპლიტუდის A_n –დან $A_n + N$ –მდე შემცირების დროს. რელაქსაციური პროცესის აქტივაციის ენერგია გამოითვლებოდა ფორმულით [79]:

$$H = \frac{KT_1 T_2}{T_2 - T_1} \ln \frac{f_2}{f_1}, \quad (13)$$

სადაც K –ბოლცმანის მუდმივაა, ხოლო T_1 და T_2 რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის ტემპერატურებია f_1 და f_2 სიხშირეებზე.

რელაქსაციური პროცესის სიხშირის ფაქტორი განისაზღვრებოდა

ფორმულით [110]:
$$\tau_0^{-1} = 2\pi f_{\max} \exp\left(\frac{H}{KT_{\max}}\right), \quad (14)$$

სადაც H - პროცესის აქტივაციის ენერგიაა, f_{\max} და T_{\max}

მაქსიმუმებზე სიხშირე და ტემპერატურა.

გრეხითი ფარდობითი დეფორმაციის სიდიდე გამოითვლებოდა ცნობილი შეფარდებით:

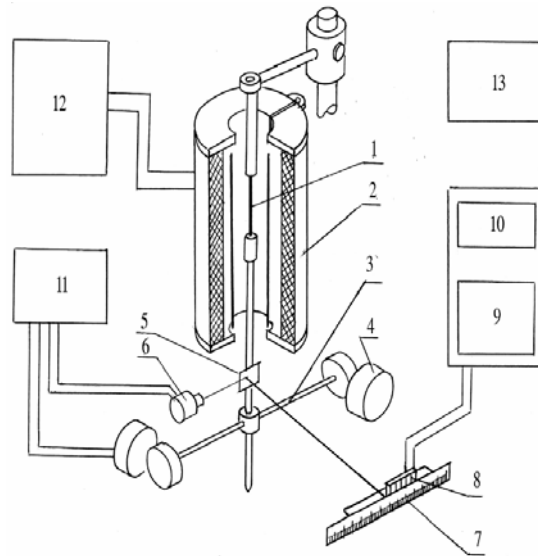
$$\varepsilon = \frac{rL}{lR}, \quad (15)$$

სადაც r წარმოადგენს ნიმუშის განივ კვეთაზე შემოწერილი წრის რადიუსს, L - ნიმუშის სიგრძეს, R - მანძილს სხივის ამრეკლი სარკიდან ოპტიკურ სკალამდე, ხოლო l - არის ოპტიკურ სკალაზე ნულოვანი მდგომარეობიდან სხივის გადახრის სიდიდე.

რხევის კრიტიკული ამპლიტუდის დამოკიდებულება ტემპერატურაზე გრანატო-ლუკეს სიმის მოდელში იანგარიშებოდა შემდეგი ფორმულით[111]:

$$\varepsilon_{kn} = \frac{KC^{1/2}T}{Gb^3} \exp\left(\frac{H}{KT}\right), \quad (16)$$

სადაც H - დისლოკაციის ბმის ენერჯიაა, K - ბოლცმანის მუდმივა, T - გაზომვის ტემპერატურა, ε_{kn} - შინაგანი ხახუნის მკვეთრად ამაღლების შესაბამისი რხევის ამპლიტუდა, C - დისლოკაციაზე არსებული წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია, G - ძვრის მოდული, ხოლო b - ბიურგერსის ვექტორია. დრეკადობის ზღვარი შეფასებულია ფორმულით: $\sigma = \varepsilon_{kn} G$



სურ. 1. გრეხითი რხევების შინაგანი ხახუნის გამზომი დანადგარის სქემა. 1. ნიმუში; 2. გასახსნელი ღუმელი; 3. შტანგა ცვალებადი ტვირთით; 4. ელექტრომაგნიტების წყვილი; 5. ამრეკლი სარკე; 6. სინათლის წყაროს გამანათებელი; 7. ნახევრად გამჭვირვალე სკალა; 8. ფოტოდოდების გადამწოდი; 9. სიხშირის მზომი; 10. მოვლელი; 11. გამმართველი; 12. თერმორეგულატორი; 13. ვაკუუმმეტრი.

2.2. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების სტრუქტურა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებები

2.2.1. მონოკრისტალური შენადნობების მიკროსტრუქტურა

მასიური მონოკრისტალური Si-Ge სისტემის შენადნობების მოკრისტრუქტურა ხასიათდება არათანაბრად განაწილებული დისლოკაციებით (111) სიბრტყეზე, რომელიც კრისტალის ზრდის მიმართულების მართობულია. დისლოკაციების სიმკვრივე მით უფრო მეტია, რაც უფრო ახლოს არის აღნიშნული სიბრტყე მადედებლისა და კრისტალის გამყოფ საზღვართან, სტრუქტურული დეფექტების ტიპები და კონცენტრაცია დამოკიდებულია მადედებლის სტრუქტურის სრულქმნილობასა და ლეგირების სიღრმეზე. მაშინ, როდესაც მიიღება ბორით ლეგირებული Si-Ge შენადნობები მადედებლად გამოყენებულია ბორით ლეგირებული [111] მიმართულების სილიციუმის მადედებელი. მადედებელში ბორის მაღალი კონცენტრაციის შემთხვევაში დისლოკაციების უმეტესობა წარმოიქმნება მადედებლისა და კრისტალის გამყოფ საზღვართან. ისინი დახრილია გამყოფი საზღვრისადმი და გავრცელებულია მასიური კრისტალის მოცულობაში. შედარებით დიდი დიამეტრის (~30-35მმ) მასიური სილიციუმ-გერმანიუმის მონოკრისტალებში დისლოკაციების უმნიშვნელო რაოდენობა შეინიშნება ზრდის დერძის მახლობლობაში. მათი სიმკვრივე მაღალია კრისტალის პერიფერიულ არეებში. აღნიშნული არაერთგვაროვნების მიზეზი თერმული ძაბვებია, რომლებიც წარმოიქმნებიან კრისტალიზაციის პროცესში რადიალური მიმართულებით გადაცივების პირობებში.

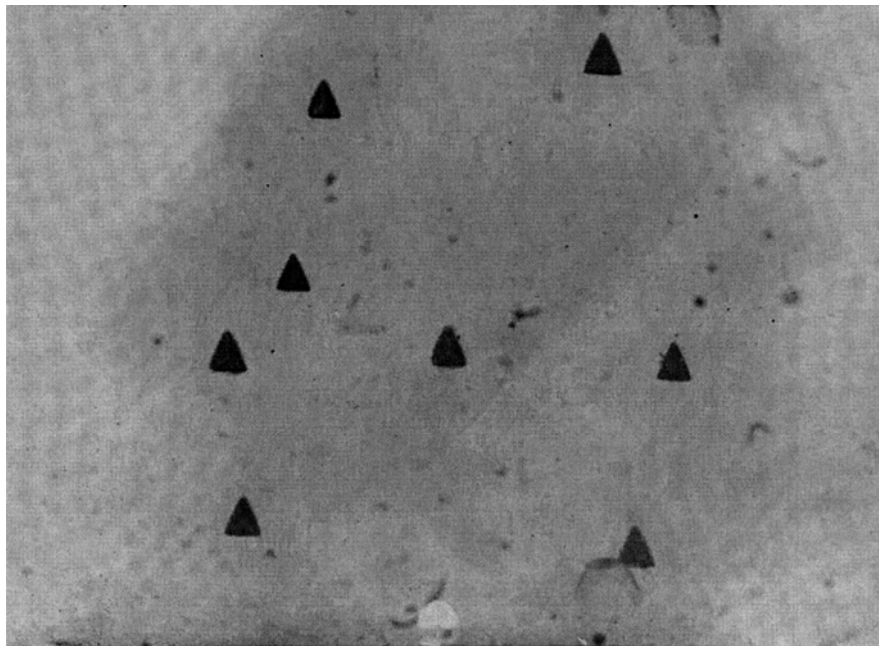
სილიციუმის კრისტალურ მესერში გერმანიუმის კონცენტრაციის 2ატ%-მდე გაზრდა შესამჩნევად ადიდებს მესრის პარამეტრს. ამის გამო გამდნარი შენადნობებისა და მონოკრისტალური სილიციუმის მადედებლის გამყოფ საზღვარზე ადგილი ექნება ორი ფაზის პარამეტრებს შორის განსხვავებას. ეს უკანასნელი აყალიბებს ძაბვებს, რომლებიც რელაქსაციას განიცდიან დისლოკაციების გაჩენის გზით. მესრის პარამეტრების განსხვავებასთან დაკავშირებული

დისლოკაციების ბიურგერსის ვექტორი გამყოფი საზღვრის პარალელურია. სასაზღვრო არეები წრიული ტერასების ფორმით ვლინდებიან. სავარაუდოა, რომ ასეთი ტიპის ტერასებზე მაღალია ნარჩენი მინარევების კონცენტრაცია. როდესაც მინიმუმამდეა შემცირებული მადედებლისა და კრისტალის საზღვარზე განსხვავება მესრის პარამეტრებს შორის, მიღებული კრისტალის გარე ზედაპირი გლუვია და თავისუფალი მინარევებით გამდიდრებული წრიული ფორმის ტერასებისაგან. მიღებული კრისტალის (111) სიბრტყეზე დისლოკაციების განაწილება ერთგვაროვანია, ხოლო მათი სიმკვრივე 10^2სმ^{-2} -ს აღწევს.

ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალების მიღება ხორციელდება ასევე არალეგირებული, უდისლოკაციო [111] ორიენტაციის სილიციუმის მადედებლის გამოყენებით. გამყოფ საზღვართან ვლინდებიან კრისტალის მოცულობაში მართი კუთხით მიმართული კიდური დისლოკაციები. მათი განაწილება რადიალური მიმართულებით არაერთგვაროვანია, ხშირად მასიური ნიმუშის ზრდის ღერძის მახლობლობაში დისლოკაციები საერთოდ არ შეინიშნება. ნაშრომში [8] რენტგენული ტოპოგრაფიის მეთოდით დადგენილია, რომ Si-Ge მასიურ მონოკრისტალებში გამოვლენილი წრფივი დისლოკაციები ბიურგერსის [110] ტიპის ვექტორია და სრიალის (111) სიბრტყით ხასიათდება. აქვე აღნიშნულია, რომ დისლოკაციების გამრავლება ხორციელდება სრიალის მექანიზმით თერმული ძაბვების ველში, რომელსაც წარმოქმნის ნადნობის სიღრმეში მადედებლის მოძრაობის დროს აღძრული ტემპერატურული გრადიენტი.

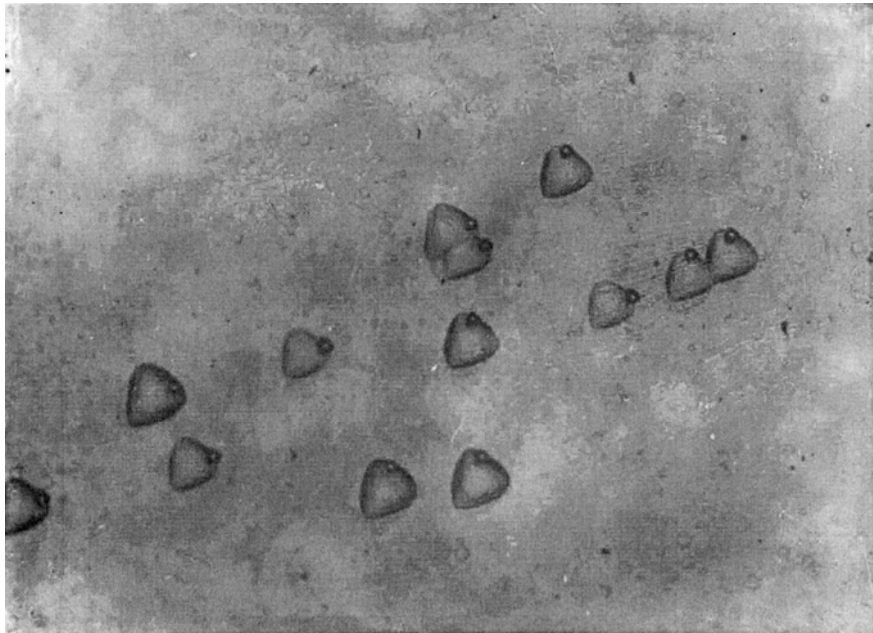
დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების კრისტალიზაციის პირობების ანალიზის დროს მხედველობაშია მისაღები ის გარემოება, რომ დარიშხანის ატომური რადიუსი (1.18\AA) მეტია სილიციუმთან შედარებით (1.17\AA). მადედებლისა და მდნარის გამყოფ საზღვარზე პარამეტრების განსხვავების შემცირება n-ტიპის გამტარობის Si-Ge მონოკრისტალის მიღების პროცესში შესაძლებელია შემდეგი გზით განხორციელდეს. მადედებელი სილიციუმის კრისტალურ მესერში დარიშხანის კონცენტრაცია სასურველია იყოს 10^{19} - 10^{20}სმ^{-3} , რაც გამოიწვევს მესრის პარამეტრის გაზრდას. ასეთ პირობებში Si-Ge

მონოკრისტალის შენადნობებში კი დარიშხანის კონცენტრაცია 10^{16} - 10^{17} სმ⁻³ საზღვრებში უნდა იცვლებოდეს. ეს უკანასკნელი ფაქტორი მესრის პარამეტრებს შორის დიდ განსხვავებას არ იწვევს. ასეთი გზით მიღებული დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალები ხასიათდებიან დისლოკაციების შედარებით დაბალი სიმკვრივით ($\sim 1 \times 10^3$ სმ⁻²) და მათი ერთგვაროვანი განაწილებით (11) კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე (სურ. 2).

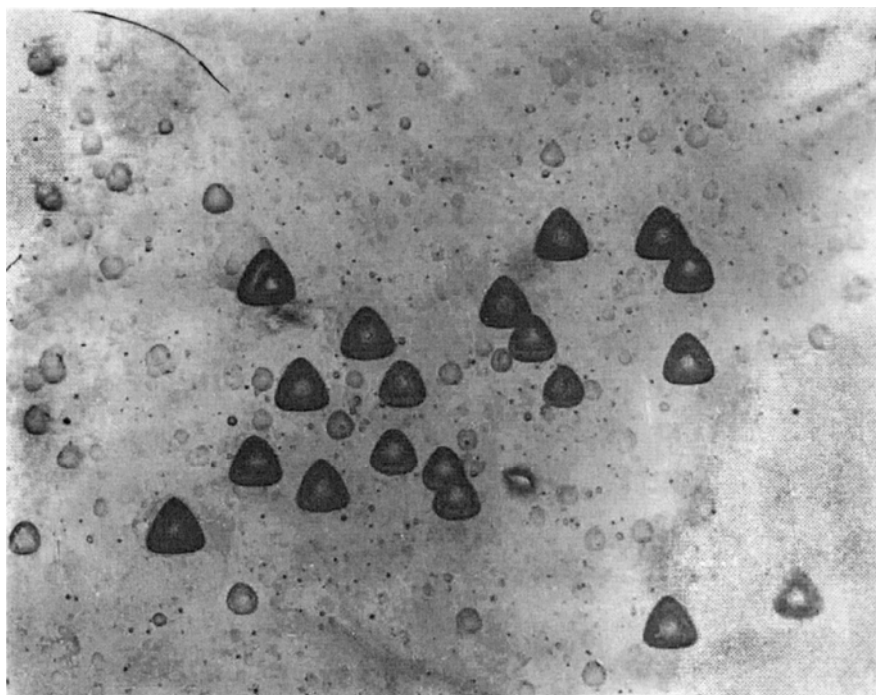


სურ.2. $\text{Si}_{0.99}\text{Ge}_{0.01}:\text{As}$ მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$

ამრიგად, შესაძლებელია დავასკვნათ, რომ სრულყოფილი სტრუქტურის მქონე Si-Ge სისტემის მონოკრისტალური შენადნობების მისაღებად მიზანშეწონილია მინიმუმამდე იქნა შემცირებული განსხვავება მესრის პარამეტრის სიდიდებს შორის მადედებლისა და შენადნობის გამყოფ საზღვარზე. აღსანიშნავია ასევე ის, რომ დიდი მნიშვნელობა აქვს კრისტალიზაციის სიჩქარის ოპტიმიზაციას. მისი გავლენა კრისტალური სტრუქტურის სრულქმნილობაზე ძლიერდება გერმანიუმის კონცენტრაციისა და კრისტალის დიამეტრის ზრდის პროპორციულად Si-Ge მონოკრისტალების რეალური სტრუქტურის ანალიზის ნათელი დადასტურებაა ოპტიკური მიკროსკოპით სტრუქტურის შესწავლის ქვემოთ წარმოქმნილი შედეგები.



სურ.3. Si_{0.99}Ge_{0.01} მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, x100



სურ.4. Si_{0.98}Ge_{0.02} მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, x100

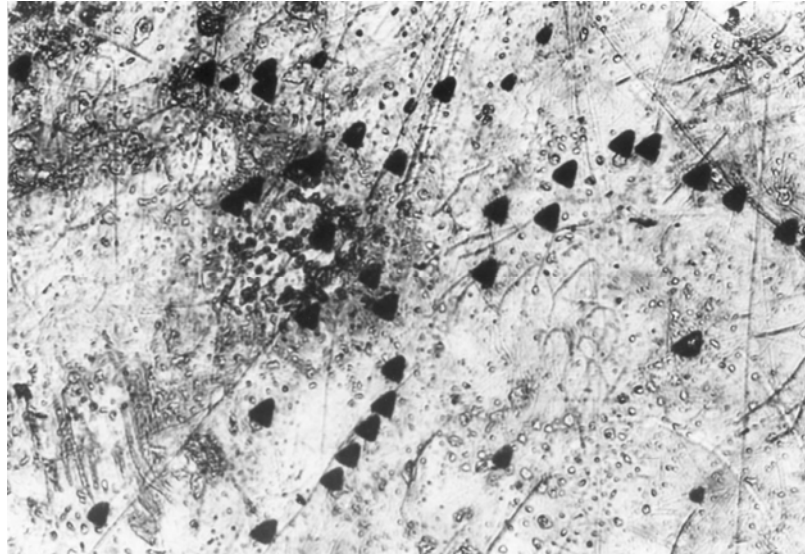
მიკროსტრუქტურის გამოკვლევებმა აჩვენა, რომ მოწამვლის დისლოკაციური ორმოების განაწილება არაღებირებულ Si_{0.99}Ge_{0.01} მონოკრისტალში არაერთგვაროვანია (სურ. 3) გერმანიუმის კონცენტრაციის 2ატ%-მდე გაზრდა იწვევს დისლოკაციების არაერთგვაროვანი განაწილების და სიმკვრივის ზრდას (სურ.4). საცდელი ნიმუშების პერიფერიულ უბნებში დისლოკაციების

სიმკვრივის ზრდასთან ერთად შეინიშნება მოწამვლის ორმოების დაჯგუფებები, რომლებიც შესაძლებელია დაკავშირებული იყოს გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილებასთან. ეს უკანასკნელი თავის მხრივ წარმოქმნის შინაგან ძაბვებსა და დისლოკაციებს. დისლოკაციების სიმკვრივის გაზრდა და მათი განაწილების ერთგვაროვნების დარღვევა მით მეტია, რაც უფრო მეტია მყარ ხსნარში გერმანიუმის ატომების კონცენტრაცია.

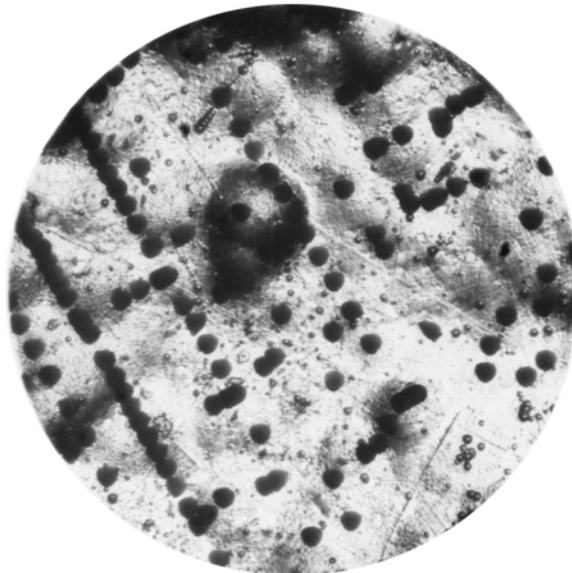
ცნობილია, რომ სილიციუმის სტრუქტურაში ზოგჯერ მკვეთრად არ დაიმზირება დისლოკაციური სტრუქტურა. ეს განპირობებულია კრისტალის ზედაპირზე დისლოკაციების გამოსვლას ვაკანსიური მექანიზმით. კრისტალის ზედაპირზე დისლოკაციების გამოსვლის მექანიზმის განსაზღვრაში გადამწყვეტ ფაქტორად მიჩნეულია ვაკანსიების კონცენტრაციის გაზრდა. იგი მიიღწევა დონორული მინარევის დიდი რაოდენობით გახსნით სილიციუმის კრისტალურ მესერში. ვაკანსიების კონცენტრაცია კრისტალში შეიძლება მნიშვნელოვნად გაიზარდოს მაღალ ტემპერატურებზე, რადგანაც ასეთ პირობებში შედარებით დიდია დისლოკაციების ძვრადობა. მაღალ ტემპერატურებზე ვაკანსიები უფრო მეტად ზრდიან დისლოკაციების ძვრადობას.

დარიშხანით ძლიერ ლეგირებულ სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში გამოვლენილია დისლოკაციების შეჯგუფებები, $5 \times 10^4 \text{ სმ}^{-2}$ -მდე გაზრდილია მათი სიმკვრივე. დიდი დიამეტრის ($\sim 30 \text{ მმ}$) $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}:\text{As}$ შენადნობების მონოკრისტალი მიღების პროცესში განიცდის შედარებით ხანგრძლივ წინასწარ თერმულ დამუშავებას გამყარების სტადიაში. ამის გამო კრისტალში წარმოიქმნება დიდი რაოდენობით ჟანგბადის შემცველი კომპლექსების ჩასახვის ცენტრები. სწრაფი კრისტალიზაციის პროცესში კი ადგილი აქვს კვანძთაშორისი სილიციუმის ატომების კონცენტრაციის შესამჩნევად ამაღლებას. ორივე შემთხვევაში კრისტალის მოცულობაში იქმნება დისლოკაციური მარეუქების ჩასახვის პირობები. ცალკეული დისლოკაციის ზედაპირზე გამოსვლის ადგილებში - ფოტოგრაფიაზე (111) კრისტალოგრაფიულ სიბრტყეზე ხშირად ფიქსირდებიან მომრგვალებული ფორმის დისლოკაციური მოწამვლის ორმოები (სურ. 2. ა), მათი რაოდენობა

მკვეთრად (~10-ჯერ) იზრდება მაღალტემპერატურული(>800°C) მოწვის შემოქმედებით(სურ. 5. ბ).



ა



ბ

სურ. 5. $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}:\text{As}$ ($\sim 1 \times 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) მონოკრისტალის მიკროსტრუქტურა, $\times 100$.
 ა)-საწყისი მდგომარეობა; ბ) მომწვარი, 800°C, 5სთ

აღსანიშნავია, რომ ბორით ლეგირებულ Si-Ge მონოკრისტალებში, მსგავსად n-ტიპის გამტარობის ნიმუშებისა, გამოვლენილია დისლოკაციების დაჯგუფებები. მაგრამ მათში თითქმის ერთი რიგით დაბალია დისლოკაციების სიმკვრივე. აღნიშნული ხასიათის განსხვავების ერთ-ერთი მიზეზია მალეგირებელი ბორის მცირე და დარიშხანის დიდი ატომური რადიუსების არსებობა. პირველი მათგანი ლოკალიზებული შეკუმშვის ძაბვებს წარმოშობს, რაც აძნელებს დისლოკაციების ჩასახვასა და მოძრაობას. დარიშხანის ატომების

მახლობლობაში კი ყალიბდებიან გაჭიმვის ძაბვები, შესაბამისად ლოკალურად მცირდება პიერლსის პოტენციალური ბარიერი, რაც განაპირობებს დისლოკაციების ჩასახვას დარიშხანით ლეგირებულ Si-Ge მონოკრისტალებში და დისლოკაციების სიმკვრივის შედარებით მაღალ მნიშვნელობებს.

2.2.2. Si-Ge მონოკრისტალური შენადნობების ელექტროფიზიკური თვისებები

ცნობილია [112], რომ სილიციუმის ლეგირება იზოვალენტური გერმანიუმით კრისტალურ მესერში წარმოშობს დრეკადი ძაბვების ველებს, რაც იწვევს სილიციუმის კრისტალში არსებული წერტილოვანი დეფექტების ანსამბლის შედგენილობისა და კონფიგურაციის ცვლილებებს. ეს გარემოება გავლენას ახდენს ჟანგბადის დისპერსული პრეციპიტატებისა და თერმოდონორების გენერაციაზე მაღალ ტემპერატურებზე (550-800°C).

საინტერესოა გერმანიუმის სხვადასხვა შედგენილობის მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში საწყის და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობებში ელექტროფიზიკური მახასიათებლების დადგენა და მათი შედარებითი ანალიზი.

ჰოლის ეფექტის მეთოდით ოთახის ტემპერატურაზე შესწავლილია მონოკრისტალური არალეგირებული და გერმანიუმით ლეგირებული სილიციუმის ელექტროფიზიკური მახასიათებლები (ცხრ. 1). საწყის მდგომარეობაში სილიციუმის მონოკრისტალში დენის მატარებელი ხერხელების კონცენტრაცია $1,2 \cdot 10^{15} \text{ სმ}^{-3}$ –ს შეადგენს. 800°C ტემპერატურაზე ვაკუუმში მოწვა 10სთ–ის განმავლობაში იწვევს დენის მატარებელთა კონცენტრაციის შემცირებას $8 \cdot 10^{14} \text{ სმ}^{-3}$ –მდე. აღნიშნული ცვლილება შესაძლებელია დაკავშირებულია იყოს ერთის მხრივ, კრისტალიზაციის პროცესში წარმოქმნილი ვაკანსიების კონცენტრაციის შემცირებასთან, მეორეს მხრივ, მოსალოდნელია ჟანგბადის ატომების განსაზღვრული რაოდენობით გადასვლა ელექტრულად ნეიტრალური მდგომარეობიდან აქტიურ დონორულ მდგომარეობაში. ჟანგბადის ჩანერგილი ატომების დიფუზია შესაძლებელია აგრეთვე

განხორციელდეს მათი გადანაცვლებით დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით, რასაც თან ახლავს დისლოკაციების მახლობლობაში ჟანგბადის ატომებით გამდიდრებული ელექტრულად ნეიტრალური კოტრელის ატმოსფეროს წარმოქმნა[76].

გერმანიუმით ლეგირება ამცირებს სილიციუმის კრისტალურ მესერში ჩანერგილი ჟანგბადის კონცენტრაციას [113]. აღნიშნული ეფექტი ძლიერდება გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით 1ატ.%-მდე. გერმანიუმის კონცენტრაციის შემდგომი ზრდა განაპირობებს ჟანგბადის კონცენტრაციის შედარებით ნელი სიჩქარით შემცირებას. ამით აიხსნება დენის მატარებლების რაოდენობის უმნიშვნელო ცვლილება, რასაც გვიჩვენებენ ელექტრული გაზომვების შედეგები გერმანიუმის სხვადასხვა შემცველობის Si-Ge შენადნობების საწყის მდგომარეობაში.

გერმანიუმის შედარებით მცირე (<1ატ.%) კონცენტრაციის Si-Ge შენადნობის კრისტალურ მესერში გერმანიუმის ატომების მახლობლობაში წარმოიქმნებიან დრეკადი ძაბვის ველები. ისინი ამუხრუჭებენ ჟანგბადის ატომების დიფუზიას, შესაბამისად მცირდება დისპერსული პრეციპიტატებისა და თერმოდნობების წარმოქმნის ალბათობა. ამის გამო დენის მატარებლების კონცენტრაცია მოწვივით 800°C–ზე $Si_{0,99}Ge_{0,01}$ შენადნობში პრაქტიკულად უმნიშვნელოდ მცირდება. აღნიშნული მახასიათებელი $Si_{0,98}Ge_{0,02}$ შენადნობში შესამჩნევად მცირდება მოწვივის შედეგად. იგი საწყის მდგომარეობაში შედარებით დაბალია, რასაც განაპირობებს გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლება 2ატ%-მდე. გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლებას თან ახლავს ლოკალური დრეკადი ძაბვის ველების ურთიერთგადაფარვა და შესაბამისად, კრისტალში არსებული დრეკადი ველის ეფექტური გასაშუალება. ასეთ შემთხვევაში დაჩქარდება ჟანგბადის დიფუზია, განხორციელდება განსაზღვრული რაოდენობის ჟანგბადის ატომების ელექტრულად განეიტრალება დისლოკაციების ბირთვებში. ასეთი სახის მოძრაობები ასახულია კრისტალში დენის მატარებლების კონცენტრაციის შემცირებაში მომწვარ მდგომარეობაში. ელექტრულად აქტიური ცენტრების კონცენტრაციის ცვლილება აისახება აგრეთვე მათ ელექტრულ ძვრადობაზე. მართლაც, თერმული დამუშავება ავლენს ელექტრული ძვრადობის ამაღლების ტენდენციებს,

მოწვის პროცესში მცირდება ელექტრულად აქტიური წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია. შესაბამისად შესუსტებულია ხვრელების გაბნევა მათზე და სწორედ ეს განაპირობებს მათი ძვრადობის გაზრდას. აღსანიშნავია, რომ Si-Ge შენადნობებში არა მხოლოდ გერმანიუმის კონცენტრაციის ვარიაციით მიიღწევა ელექტროფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებები. დიდი მნიშვნელობა ენიჭება აგრეთვე დისლოკაციების ტიპებსა და რაოდენობას რეალურ სტრუქტურაში. დისლოკაციების სიმკვრივის გაზრდა 10^3-10^4სმ^{-2} –მდე მკვეთრად ამადლებს ელექტრულად აქტიური წერტილოვანი დეფექტების დიფუზიურ აქტიურობას, აჩქარებს მათი დიპერსული პრეციპიტაციების ჩასახვასა და ელექტრულად განეიტრალებას. დისლოკაციების მეტად დაბალი სიმკვრივის პირობებში Si-Ge კრისტალურ მესერში დეფექტების დიფუზიასა და ელექტრულად აქტიურობას ეფექტურად არეგულირებენ მხოლოდ გერმანიუმის ატომებთან ლოკალიზებული დრეკადი ძაბვის ველები [37].

ელექტრული მახასიათებლების ცვლილებათა დადგენილი კანონზომიერება ნათლად გვიჩვენებს, რომ თერმული დამუშავებითა და გერმანიუმის კონცენტრაციის ვარიაციით Si-Ge მონოკრისტალებში შესაძლებელია წერტილოვანი დეფექტების (ვაკანსია, მინარევის ატომები) დიფუზიის სიჩქარისა და სტრუქტურულად – მგრძნობიარე მექანიკური თვისებების მართვა სტრუქტურაში არსებული დისლოკაციების ძვრადობის ცვლილების გზით.

სპეციალურად ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში წერტილოვანი დეფექტების დიფუზიის სიჩქარე და ელექტრული აქტიურობა ზემოთ აღწერილ ფაქტორებთან ერთად დამოკიდებულია აგრეთვე მალეგირებელი ელემენტების ატომურ რადიუსზე, ვალენტობასა და დიფუზიურ აქტიურობაზე. მართლაც ბოროთ ლეგირებულ Si-Ge შენადნობების მონოკრისტალების ელექტროფიზიკური თვისებები თერმული დამუშავების გავლენით განიცდიან შესამჩნევ ცვლილებებს. შესწავლილია ცალ-ცალკე ბოროთა და დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალების ელექტრული მახასიათებლების ცვლილებები. მოწვის შედეგად მალეგირებელი კომპონენტების $\sim 5 \cdot 10^{18}\text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციის შემთხვევაში შედარებითი ანალიზისათვის შერჩეულია

გერმანიუმის 1 და 2ატ% –ით შედგენილობის Si-Ge მინოკრისტალები. მათ სტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე 10^3 – 10^4 სმ⁻² საზღვრებში იცვლება.

ბორის ატომები სილიციუმის კრისტალურ მესერში წარმოქმნიან ჩანაცვლების მყარ ხსნარს [114]. ატომური რადიუსის სიმცირის გამო (~1Å), ბორის ჩანაცვლებული ატომის ირგვლივ კრისტალური მესერი ლოკალური შემკუმშავი ძაბვების ზემოქმედებას განიცდის. აღსანიშნავია ისიც, რომ ბორის დიფუზიის კოეფიციენტი შედარებით დაბალია, რაც ამცირებს დაბერების პროცესების ალბათობას სილიციუმის კრისტალურ მესერში. აღნიშნული გარემოება განაპირობებს ბორით ლეგირებული სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური თვისებების თერმულ სტაბილურობას მაღალ ტემპერატურებზე (500-800°C) ხანგრძლივი დაყოვნების პირობებში.

ბორის დაბალი კონცენტრაციის ($\sim 10^{17}$ სმ⁻³) სილიციუმის კრისტალისათვის დამახასიათებელია შემდეგი თავისებურება. მოწვის შედეგად იზრდება დენის მატარებელი ხვრელების კონცენტრაცია და მცირდება მათი ელექტრული ძვრადობა. მოწვის ეფექტი შესაძლებელია დაკავშირებულია ბორის კონცენტრაციის ამალღებასთან, რადგანაც სილიციუმში მაღალ ტემპერატურაზე იზრდება ბორის ხსნადობა სილიციუმის კრისტალურ მესერში [103]. ამასთან ერთად ადგილი აქვს ვაკანსიების კონცენტრაციის შემცირებას, აგრეთვე ელექტრულად აქტიური ჟანგბადის ატომების დიფუზიას დისლოკაციების ბირთვების მიმართულებით. ორივე გარემოება ამცირებს ხვრელების კონცენტრაციას. აღნიშნულიდან გამომდინარე შესაძლებელია მივიჩნიოთ, რომ ექსპერიმენტულად გამოვლენილი Si:B –ის ხვრელების კონცენტრაციის შემცირება წარმოადგენს ერთდროულად მიმდინარე რამდენიმე დიფუზური პროცესის შედეგს.

ხვრელების მაღალი კონცენტრაციის ($\sim 10^{19}$ სმ⁻³) შემთხვევაში მოწვა შედარებით სუსტად მოქმედებს ელექტროფიზიკურ მახასიათებლებზე. პირველ რიგში უნდა აღინიშნოს, რომ ბორის კონცენტრაცია საწყის კრისტალში ახლოს არის ხსნადობის მაქსიმალურ მნიშვნელობასთან. სავარაუდოა ასევე, რომ ჟანგბადისა და

ვაკანსიების კონცენტრაცია უმნიშვნელოდ განსხვავდება ბორის დაბალი (10^{18}სმ^{-3}) შემცველობის სილიციუმის კრისტალისაგან. ამის გამო არ არის გამორიცხული, რომ მოწვის გავლენით გამოვლენილი ხვრელების კონცენტრაციის შედეგად უმნიშვნელო ზრდა ძირითადად დაკავშირებულია ბორის კონცენტრაციის ზრდასთან მყარ ხსნარში. ხვრელების ძვრადობა შესამჩნევლად დაბალია Si:B კრისტალის საწყის მდგომარეობაში. იგი კიდევ უფრო მცირდება 800°C –ზე მოწვის შედეგად. ელექტრული ძვრადოვის დაბალი მნიშვნელობები განპირობებულია დენის მატარებელი ხვრელების გაბნების გაძლიერებით კრისტალური მესტის სითბურ რხევებსა და ელექტრულად აქტიურ ცენტრებზე.

გერმანიუმის შემცველ სილიციუმის კრისტალურ მესერში ბორის ატომების ელექტრული და დიფუზიური აქტიურობა დამოკიდებულია გერმანიუმის კონცენტრაციასა და სტრუქტურული დეფექტების ტიპებსა და რაოდენობაზე (ვაკანსია, მინარევები, დისლოკაციები). ბორის ატომები უპირატესად მყარ ხსნარში განაწილდებიან გერმანიუმის ატომების მახლობლობაში, სადაც სილიციუმის კრისტალური მესერი ლოკალიზებული გაჭიმვის დეფორმაციას განიცდის. ამ უკანასკნელის ნაწილობრივ კომპენსაციას მცირე ატომური რადიუსის ბორის ატომების ირგვლივ წარმოქმნილი მესრის შეკუმშვის ძაბვები ანხორციელებენ.

დარიშხანის დიდი რადიუსის მქონე ატომები Si-Ge შენადნობების კრისტალურ მესერში განაწილებული არიან გერმანიუმის ატომებისაგან დაშორებით ჩანაცვლების პოზიციებში. მათი ერთი ნაწილი შესაძლებელია განაწილდეს მყარ ხსნარში უშუალოდ დისლოკაციების ბირთვებში და წარმოქმნან დისლოკაციის მიმართულებით ლოკალიზებული გაჭიმვის დეფორმაციის არეები. დარიშხანის ატომები მცირე კონცენტრაციის შემთხვევაში დისლოკაციების მოძრაობას ამუხრუჭებენ, ხოლო მაღალი კონცენტრაციის ($>1\cdot 10^{18}\text{სმ}^{-3}$) პირობებში თავს იჩენენ ელექტრული ძაბვები. აღნიშნული ძაბვები ლოკალურად ამცირებენ პაიერდისის პოტენციალურ ბარიერს და შესაბამისად, ადაბლებენ დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციის ენერგიებს [26].

Si-Ge შენადნობების რეალურ სტრუქტურაში ბორისა და დარიშხანის ელექტრული აქტიურობა მრავალი ფაქტორით არის

განსაზღვრული. მათი ერთდროული ზემოქმედებით ფორმირებული ელექტროფიზიკური მახასიათებლები 800°C ტემპერატურაზე მოწვიტ პრაქტიკულად მეტად უმნიშვნელოდ იცვლებიან. აღინიშნება მხოლოდ დენის მატარებლების კონცენტრაციის სუსტად ამაღლება, რაც ბორისა და დარიშხანის ხსნადობის გაზრდით არის გამოწვეული. სილიციუმსა და სილიციუმ – გერმანიუმის შენადნობებში ლეგირებისა და მოწვის გავლენით განპირობებული ელექტრო-ფიზიკური მახასიათებლების ცვლილებები ასახულია ცხრილში 1.

მონოკრისტალური სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების ელექტროფიზიკური მახასიათებლები

ცხრილი 1.

ნიმუშები	დენის მატარებლების კონცენტრაცია, სმ ⁻³		ელექტროგამტარობა ომი ⁻¹ . სმ ⁻¹		ძვრადობა სმ ² . ვ ⁻¹ . წმ ⁻¹		დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ ⁻²	
	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ
Si [111] p	1,2·10 ¹⁵	8·10 ¹⁴	0.11·10 ⁻¹	6.2·10 ⁻²	560	485	5·10 ³	5·10 ³
Si:B [111] p	5·10 ¹⁸	7·10 ¹⁸	1.12·10 ²	1.51·10 ²	140	135	7·10 ³	7·10 ³
Si:As [111] n	6·10 ¹⁸	5·10 ¹⁸	1.73·10 ²	1.48·10 ²	180	185	1·10 ⁴	1·10 ⁴
Si+1აგ%Ge [111] p	4·10 ¹⁵	1·10 ¹⁵	1.08·10 ⁻¹	0.29·10 ⁻¹	170	180	8·10 ³	8·10 ³
Si+2აგ%Ge [111] p	3,5·10 ¹⁵	3·10 ¹⁵	0.78·10 ⁻¹	0.69·10 ⁻¹	140	145	2·10 ⁴	1·10 ⁴
Si+1აგ%Ge:B [111] p	5·10 ¹⁸	6·10 ¹⁸	0.96·10 ²	1.2·10 ²	120	125	5·10 ⁴	5·10 ⁴
Si+2აგ%Ge:B [111] p	8·10 ¹⁸	1·10 ¹⁹	1.47·10 ²	0.17·10 ³	115	110	6·10 ⁴	5·10 ⁴
Si+1აგ%Ge :As [111] p	6·10 ¹⁸	8·10 ¹⁸	1.29·10 ²	1.66·10 ²	135	130	6·10 ⁴	4·10 ⁴
Si+2აგ%Ge :As [111] p	5·10 ¹⁸	7·10 ¹⁸	0.96·10 ²	1.29·10 ²	120	115	8·10 ⁴	5·10 ⁴

აღნიშნული ხასიათის ცვლილებებთან ერთად ვლინდება ელექტრული ძვრადობის შემცირების ტენდენცია იონიზებულ მინარევებზე დენის მატარებელი ხვრელებისა და ელექტრონების განბნევის გაძლიერებასთან დაკავშირებით.

2.2.3. მონოკრისტალური Si და Si-Ge შენადნობების მიკროსისაღე

ნახევარგამტარი მასალების კავშირის ძალების ბუნებისა და დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების ჩასახვის, ურთიერთქმედებისა და მოძრაობის მექანიზმების ანალიზისათვის დიდი მნიშვნელობა ენიჭება მათი ელექტროფიზიკური და სტრუქტურულად - მგრძობიარე ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსურად შესწავლას. მოუხედავად აღნიშნულისა, ნახევარგამტარი მასალების მექანიკური თვისებები ჯერჯერობით ნაკლებად არის შესწავლილი, ხოლო არსებული ლიტერატურული მონაცემები სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების მექანიკური მახასიათებლების შესახებ არასაკმარისია და წინააღმდეგობრივი [115]. ეს გარემოება განსაზღვრავს სუსტად და ძლიერად ლეგირებული სილიციუმის კრისტალების მექანიკური თვისებების, კერძოდ, მიკროსისაღის გამოკვლევის აუცილებლობასა და აქტუალურობას.

აღსანიშნავია, რომ მოცემული ნივთიერებისათვის მიკროსისაღე არ წარმოადგენს ფიზიკურ მუდმივას, რადგან მისი მნიშვნელობა დამოკიდებულია გაზომვის მეთოდზე. იგი წარმოადგენს ინდენტორის ზედაპირზე განვითარებული კონტაქტური წნევის საშუალო სიდიდეს, ან დრეკადი დეფორმაციის საშუალო კუთრ მუშაობას გამოდევნილი მოცულობის ერთეულზე. ზოგადად, მიკროსისაღე არის ნივთიერების ინტეგრალური მახასიათებელი სიდიდე, რომელიც განისაზღვრება ნივთიერების ისეთი მექანიკური მახასიათებლებით, როგორცაა პლასტიკურობა, დრეკადობა, სიმტკიცე და ა.შ. [116].

ჩვენს მიერ შესწავლილია სუფთა, ბორითა და დარიშხანით ცალ-ცალკე ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმისა და Si-Ge შენადნობების მიკროსისაღე ოთახის ტემპერატურის პირობებში.

ჩოხრაღსკის მეთოდით მიღებული მონოკრისტალური სილიციუმის მიკროსისაღე (111) სიბრტყეზე 1350 კგ/მ^2 შეადგენს. ეს მნიშვნელობა შესაბამისობაშია ლიტერატურულ მონაცემებთან [117]. საცდელი მონოკრისტალის (111) კრისტალოგრაფიული სიბრტყე ხასიათდება დისლოკაციების თანაბარი განაწილებით, მათი სიმკვრივე $55 \cdot 10^3 \text{ სმ}^{-2}$. მიკროსისაღის მითითებული სიდიდე ზედაპირის ბუნებრივი სინათლით განათების პირობებშია მიღებული. სიბნელეში მოსალოდნელია სილიციუმის მიკროსისაღის კიდევ უფრო მაღალი სიდიდის გამოვლინება, რადგანაც განათებისას ადგილი აქვს ე.წ. ფოტომექანიკურ ეფექტს. მისი ფიზიკური არსი შემდეგია: სილიციუმში დამაკავშირებელი ზონის ჭერიდან ელექტრონის გადასვლა იწვევს p ელექტრონის წვლილის შემცირებას და S ელექტრონების წვლილის გაზრდას SP^3 ქიმიურ ბმაში. გაიზრდება S მდგომარეობის კუთრი წონა და ბმის მიმართულება შემცირდება. ბმა გახდება უფრო გლუვი, რაც გარეშე ძაბვის ველში გააადვილებს ატომის განსაზღვრული კუთხით მობრუნებას. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები განაპირობებენ სილიციუმის მონოკრისტალის განათების პირობებში მიკროსისაღის შემცირებას.

ბოროთ ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმის მიკროსისაღე ამადლებულია, რადგანაც მცირდება ატომური რადიუსი. ბორის ჩანაცვლებული ატომების ირგვლივ ადგილი აქვს ატომთაშორისი მანძილების შემცირებასა და შესაბამისად, ურთიერთქმედების ძალების გაზრდას, რაც მექანიკური მახასიათებლების (სიმტკიცე, დრეკადობის მოდულები) გაზრდაში აისახება. მიკროსისაღე იზრდება ბორის კონცენტრაციის გაზრდით, რაც განპირობებულია კუმშვითი დეფორმაციის ლოკალიზებული ცენტრების კონცენტრაციის ამადლებით. ბორის მაღალ კონცენტრაციებზე (10^{19} - 10^{20} სმ^{-3}) მოსალოდნელია ლოკალიზებული ცენტრების დეფორმაციის ველების ურთიერთგადაფარვა და მიკროსისაღის ზრდის მისწრაფება ნაჯერობილაკენ. ძლიერად ლეგირებული სილიციუმის მექანიკური თვისებების ცვლილებები გამოკვლეულია ნაშრომში [116, 117], რომელშიც ნაჩვენებია აქცეპტორული მინარეგების განმამტკიცებელი და დონური მინარეგების

დამარბილებელი ზემოქმედება. წარმოდგენილია მათი შემდეგი სახის თვისობრივი ანალიზი: რეალურ სტრუქტურაში ყოველთვის არსებობენ ვაკანსიები, რომლებიც სილიციუმის კრისტალურ მესერში აქცეპტორებად გვევლინებიან. დონორული და აქცეპტორული მინარევებით ლეგირება ცვლის სილიციუმის სტრუქტურაში ელექტრონულ - ხვრელურ წონასწორობას. ძლიერად ლეგირებული n-ტიპის კრისტალში ვაკანსიების კონცენტრაცია მაღალია, ვიდრე ძლიერად ლეგირებული p-ტიპის სილიციუმის კრისტალში. შესაბამისად n-ტიპის კრისტალი ავლენს დარბილების, ხოლო p-ტიპის კრისტალი განმტკიცების ტენდენციას.

სამეცნიერო ლიტერატურაში მოიპოვება მდიდარი ინფორმაცია სილიციუმისა და გერმანიუმის მიკროსისალის შესახებ. სხვადასხვა ავტორთა მონაცემები ერთიმეორისაგან მნიშვნელოვნად განსხვავდებიან. მხედველობაშია მისაღები ის, რომ მიკროსისალის მნიშვნელობა მრავალ ფაქტორზეა დამოკიდებული – გაზომვის მეთოდზე, კრისტალოგრაფიულ ორიენტაციაზე, ელექტრულ ველზე, განათებულობასა და ზედაპირის დამუშავებადობაზე. მიკროსისალის საიმედო სიდიდეებად მიჩნეულია [118] პოლიკრისტალური სილიციუმისათვის – 1200-1300 კგ/მ², ხოლო გერმანიუმისათვის 800 კგ/მ². სილიციუმ-გერმანიუმის სისტემის შენადნობების მიკროსისალე აშკარად არასაკმარისად არის შესწავლილი. ნაშრომში [119] ნაჩვენებია მიკროსისალის დაახლოებით წრფივად ცვალებადობა Si-Ge შენადნობებში შემადგენელი Si და Ge კომპონენტების კონცენტრაციის ცვლილებების პირობებში. მიკროსისალე კორელაციაშია Si-Ge შენადნობის აკრძალული ზონის სიგანესთან [120] მართლაც გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით 15ატ%-მდე Si-Ge შენადნობებში წრფივად მცირდებიან აკრძალული ზონის სიგანე და მიკროსისალის სიდიდეები. ნაშრომში [121] ნაჩვენებია, რომ შედგენილობის შეცვლით Si-Ge შენადნობების მიკროსისალე არაწრფივად იცვლება. Ge და Si კომპონენტების 15ატ% შედგენილობის შენადნობებში მიკროსისალის გრაფიკი ღუნვას განიცდის, რაც კორელაციაშია აკრძალული ზონის სიგანის კონცენტრაციულ დამოკიდებულებასთან. გამოთქმულია მოსაზრება, რომ ორივე კომპონენტის გავლენა დისლოკაციების

ძვრადობაზე სუსტია, რადგანაც კრისტალიზაციის პროცესში ნარჩენი მინარევებით ჩამოყალიბებული კოტრელის ატმოსფერო ეფექტურად ამუხრუჭებს დისლოკაციებს Si-Ge კრისტალურ მესერში. არსებითი მნიშვნელობა აქვს ატომთაშორისი კავშირის ძალების ზრდა-შემცირების გამოვლინებას Si-Ge შენადნობებში კომპონენტების კონცენტრაციის ცვლილებების შედეგად. სილიციუმის ფუძეზე მიღებული Si-Ge მონოკრისტალური შენადნობების დამატებით ბორის ლეგირება იწვევს გერმანიუმის დამარბილებელი გავლენის ნაწილობრივ კომპენსაციას. ამის გამო არალეგირებულ Si-Ge შენადნობთან შედარებით გაზრდილია ბორით ლეგირებული შენადნობის მიკროსისალის სიდიდე. აღნიშნული ხასიათის ცვლილება პრაქტიკულად დამოკიდებულია გერმანიუმის კონცენტრაციისაგან 0-დან 2ატ%-მდე კონცენტრაციის დიაპაზონში.

დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების მიკროსისალე შესამჩნევად დაბალია იგივე შედგენილობის Si-Ge შენადნობთან შედარებით. შენადნობის მიკროსისალის ვარდნა ძლიერდება დარიშხანის კონცენტრაციის ამაღლებით 10^{17} -დან $1 \cdot 10^{19} \text{სმ}^{-3}$ -მდე. აღნიშნული ხასიათის ცვლილებები დაკავშირებულია დარიშხანისა და გერმანიუმის ატომებთან წარმოქმნილი გაჭიმვის დეფორმაციით. ის ზრდის ლოკალურად ატომებს შორის მანძილს და შესაბამისად ასუსტებს კავშირის ძალებს. დარიშხანის მაღალ კონცენტრაციაზე გაზრდილია გამტარობის ზონაში თავისუფალი ელექტრონების კონცენტრაცია. ეს იწვევს დისლოკაციების ბირთვებში გაწყვეტილი ბმების შევსებასა და დისლოკაციების გათავისუფლებას ელექტრული ბმებისაგან. მიუხედავად კოტრელის ატმოსფეროს დამამუხრუჭებელი მოქმედებისა ელექტრონული ბმების დელოკალიზაციის პირობებში დისლოკაციის ძვრადობა იზრდება. ეს გარემოება აგრეთვე არსებითია დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობის მიკროსისალის შემცირების ინტერპრეტაციისათვის.

ყველა საცდელი კრისტალის თერმული დამუშავების შემდეგ (მოწვა 800°C , 10სთ) მიკროსისალე იზრდება. მიკროსისალის ამაღლება მკვეთრად არის გამოვლენილი ბორით ლეგირებულ მონოკრისტალებში. ეს გარემოება დაკავშირებულია ვაკანსიების კონცენტრაციის

შემცირებასთან. ამავე დროს მოწვის პროცესში იზრდება მყარ ხსნარში ბორის ატომების რაოდენობა, რაც ნიშნავს ლოკალიზებული კუმშვის დეფორმაციის ცენტრების რაოდენობის გაზრდას. ყოველივე აღნიშნული აძლიერებს ატომთაშორისი ბმის ძალებს, რომლის გამოვლინებას მიკროსისაღის სიდიდის ზრდა წარმოადგენს.

მონოკრისტალური სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის
შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 2.

კვლევის ობიექტი	მიკროსისაღე კგ/მმ ²		დისლოკაციების სიმკვრივე, სმ ⁻²	
	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ	საწყისი	მოწვა, 800°C 10სთ
Si [111] p	1320	1370	5·10 ³	4·10 ³
Si:B [111] p	1350	1400	7·10 ³	5·10 ³
Si:As [111] n	1240	1200	1·10 ⁴	8·10 ³
Si _{0,99} Ge _{0,01} [111] p	1280	1300	8·10 ³	6·10 ³
Si _{0,98} Ge _{0,02} [111] p	1220	1235	1·10 ⁴	7·10 ³
Si _{0,99} Ge _{0,01} :B [111] p	1260	1290	2·10 ⁴	1·10 ⁴
Si _{0,98} Ge _{0,02} :B [111] p	1240	1275	5·10 ⁴	3·10 ⁴
Si _{0,99} Ge _{0,01} :As [111] n	1180	1160	3·10 ⁴	1·10 ⁴
Si _{0,99} Ge _{0,02} :As [111]n	1150	1100	5·10 ⁴	4·10 ⁴

დარიშხანით ლეგირებულ კრისტალში თერმული დამუშავება ასევე ამცირებს ვაკანსიების კონცენტრაციას, მაგრამ ამასთან ერთად მიმდინარეობს დიდი ატომური რადიუსის მქონე დარიშხანის კონცენტრაციის ამაღლება მყარ ხსნარში. შესაბამისად იზრდება დარიშხანის ატომებთან ლოკალიზებული გაჭიმვის დეფორმაციის ცენტრების რაოდენობა. ეს იწვევს იგივე ლოკალიზებულ არეებში

ბმების შესუსტებას, რაც წარმოადგენს მოწვის შედეგად დარიშხანით ლეგირებული კრისტალების მიკროსისალის შემცირების ერთ-ერთ არსებით მიზეზს. ცხრილში 2. წარმოდგენილია სილიციუმისა და სილიციუმ-გერმანიუმის სისტემის მონოკრისტალების საწყის და თერმულად დამუშავებულ მდგომარეობებში მიკროსისალის მნიშვნელობები.

2.3. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების არადრეკადი თვისებები

2.3.1. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები

სილიციუმის ლეგირება იზოვალენტური გერმანიუმით განაპირობებს სტრუქტურის არაერთგვაროვნებას, რაც დაკავშირებულია მალეგირებელი ელემენტის ატომების არათანაბარ განაწილებასთან კრისტალურ მესერში. გერმანიუმის ატომები სილიციუმის მატრიცაში ინტენსიურად მოქმედებენ უანგბადის ატომებთან. ეს დასტურდება GeO_2 მოლეკულის წარმოქმნის მაღალი ენტალპიით (5,90ეკ). შედარებისათვის აღსანიშნავია, რომ SiO_2 მოლეკულის წარმოქმნის ენტალპია გაცილებით ნაკლები სიდიდისაა (2,73ეკ). გერმანიუმის გახსნით სილიციუმის კრისტალურ მესერში მოსალოდნელია ვაკანსიების კონცენტრაციის გაზრდა, რადგანაც დიდია გახსნილი ელემენტის კოვალენტური რადიუსი. ვაკანსიების მაღალი კონცენტრაციების პირობებში დაჩქარდება უანგბადის პრეციპიტაცია, რომლის ადრეულ სტადიას წარმოადგენს თერმოდონორების გენერაცია. სილიციუმის სტრუქტურაში ასეთი ხასიათის ცვლილებები გამოიწვევენ სტრუქტურული გავრცობილი დეფექტების ჩასახვისა და მოძრაობის ენერგეტიკული პარამეტრებისა და, მაშასადამე, სტრუქტურულად-მგრძობიარე მექანიკური და ნახევარგამტარული თვისებების ცვლილებებს.

აღნიშნული გარემოება განაპირობებს გერმანიუმით ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმის სტრუქტურისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების კომპლექსურად შესწავლის აქტუალობას.

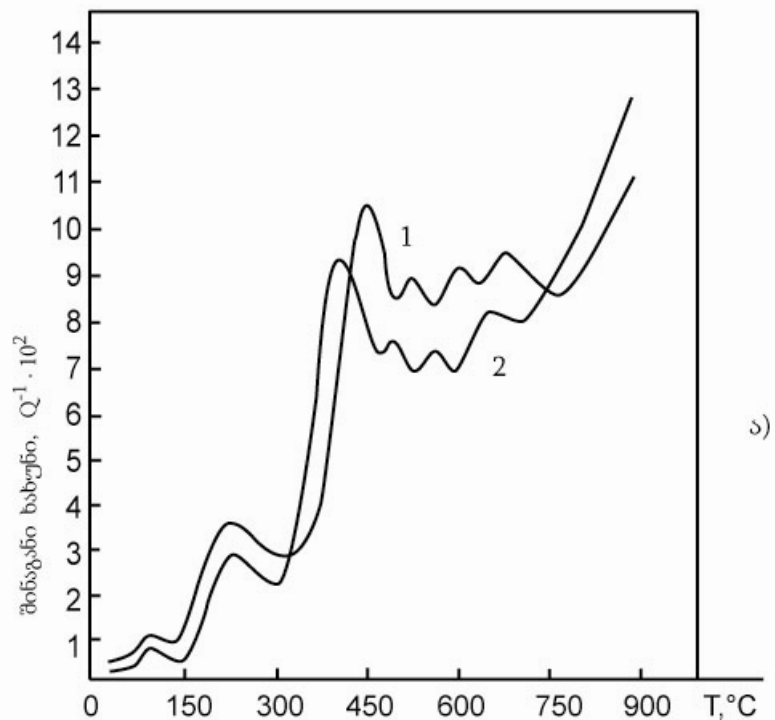
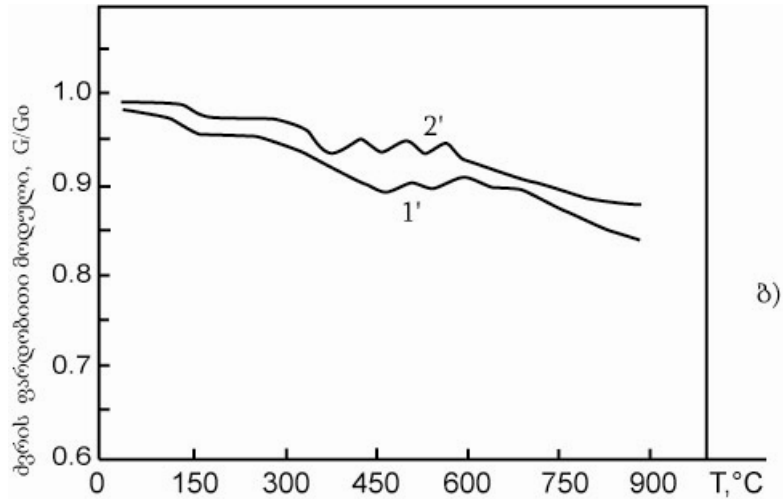
წინამდებარე ნაშრომში შესწავლილია Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება. საკვლევი ნიმუშების ღეროები ორიენტირებულია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით. მათ რეალურ სტრუქტურაში დისლოკაციების სიმკვრივე 10^3 - 10^4 სმ⁻²-ის საზღვრებში იცვლება. მათ ახასიათებთ ელექტრონული ტიპის გამტარობა, დენის მატარებლების კონცენტრაცია – $1 \cdot 10^{15}$ - $5 \cdot 10^{15}$ სმ⁻³.

Si_{0,995}Ge_{0,005} მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი გრესითი რხევების \cong სიხშირეზე ხასიათდება შემდეგი თავისებურებებით (სურ. 6, 1).

ტემპერატურის 20-800°C ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალურ ფონზე 100, 180-200, 450, 540 და 600°C ტემპერატურებზე აღმოჩენილია ინტენსიური მაქსიმუმები. მაქსიმუმების ფორმა დამახინჯებულია მათი გაფართოებისა და ურთიერთგადაფარვის შედეგად. აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალში კრიტიკულ ამპლიტუდურ რხევით დეფორმაციაზე $\sim 5 \cdot 10^{-4}$ იწყება შინაგანი ხახუნის ზრდა. ეს ავლენს შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმების დეფორმაციულ ბუნებას.

შინაგანი ხახუნის სპექტრს ახასიათებს თერმული არასტაბილურობა, რადგანაც მოწვის შედეგად პირველი გაზომვის განმავლობაში მაქსიმუმების ინტენსიურობა ძლიერ მცირდება. 400-800°C ტემპერატურულ ინტერვალში ხანმოკლე (0,5სთ) მოწვა გაცილებით ძლიერ ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსიურობას. ამასთან დაკავშირებით გამოკვლეულია მეორე ნიმუში, რომელიც პირველი ნიმუშის იდენტურია შედგენილობითა და ორიენტაციით. მასში 5ჰც-მდე სიხშირის ამადლებამ გამოიწვია მაქსიმუმების წანაცვლება მაღალი ტემპერატურებისკენ. ეს ადასტურებს მათ რელაქსაციურ ბუნებას. 200-600°C ტემპერატურულ ინტერვალში გაზრდილ რხევის სიხშირეზე მაქსიმუმების ინტენსიურობა დაბალია. შინაგანი ხახუნის შემცირება ნაწილობრივ გამოწვეულია ჰისტერეზისის ტიპის შინაგანი ხახუნის პროცესებით. ცნობილია, რომ ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა რხევის სიხშირის უკუპროპორციულია. აღსანიშნავია

ისიც, რომ 180-200, 450 და 600°C ტემპერატურების არეში ადგილი აქვს ძვრის მოდულის დეფექტსა და ანომალურ ზრდას. ძვრის მოდულის დეფექტი განპირობებულია მიმდინარე რელაქსაციური პროცესით, ხოლო მისი მოსაზღვრე მოდულის ანომალური ზრდა ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებით არიან განსაზღვრული.



სურ. 6. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (ა) და ძვრის მოდულის (ბ) ტემპერატურული სპექტრები

კრიტიკულ ტემპერატურებზე არსებული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების რელაქსაციური მდგენელების აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები განაწილებულია 1,0-2,5ევ დიაპაზონში, მათი შესაბამისი

სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები შედარებით მაღალია და იცვლებიან $1 \cdot 10^{11}$ - $5 \cdot 10^{14} \text{წმ}^{-1}$ ინტერვალში. ცალკეული რელაქსაციური პროცესის დამახასიათებელი აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრილში 3.

600°C ტემპერატურაზე მოწვა 3 სთ-ის განმავლობაში ამცირებს ოთახის ტემპერატურაზე ფონის ინტენსიურობას 30% და პრაქტიკულად გააღწეას არ ახდენს 100°C ტემპერატურაზე არსებული მაქსიმუმის ტემპერატურულ მდგომარეობასა, ფორმასა და ინტენსიურობაზე. აღნიშნული მაქსიმუმის ინტენსიურობა უცვლელია გრესითი რხევების ამპლიტუდის $5 \cdot 10^{-5}$ - $1 \cdot 10^{-3}$ ინტერვალში. მაშასადამე, იგი დაკავშირებული არაა რაიმე ფორმით არსებული დისლოკაციების მიგრაციასთან. თუ გავითვალისწინებთ, რომ წერტილოვანი დეფექტების კომპლექსები მდგრადია მხოლოდ 300 - 350°C ტემპერატურებამდე, უნდა მივიჩნიოთ, რომ 100°C ტემპერატურაზე რელაქსაციურ პროცესში მონაწილე არადისლოკაციური წარმოშობის დეფექტები მოწვისადმი 600°C ტემპერატურებამდე ავლენენ მაღალ თერმულ მდგრადობას.

აღნიშნულ პირობებში თერმული დამუშავება 180 - 200°C და 600°C ტემპერატურებზე იწვევს არსებული რელაქსაციურ-ჰისტერეზისული მაქსიმუმების ფორმისა და ინტენსიურობის შეცვლას. მოწვის შედეგად მოსალოდნელია კრისტალის ზედაპირულ ფენებში დისლოკაციების ბირთვისა და სხვადასხვა ტიპის წერტილოვანი დეფექტების ატმოსფეროებში გარდაქმნები. ეს განხორციელდება მარტივი კომპლექსების ფუძეზე რთული ვაკანსია – მინარევი ატომების კომპლექსების ფორმირების გზით. ასეთი ხასიათის სტრუქტურულ გარდაქმნებს შეუძლიათ შეცვალონ შინაგანი ხახუნის გამოვლინების პირობები, რაც მოცემულ შემთხვევაში გამოვლენილია 180 - 200°C და 600°C ტემპერატურების მახლობლობაში. უპირატესად თერმული დამუშავებით მცირდება აღნიშნულ ტემპერატურებზე ჰისტერეზისული წარმოშობის შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა. არაა გამორიცხული შესაძლებლობა, რომ Si-Ge მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის მთელ სპექტრში ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსიურობის საგრძნობლად შემცირება (20-30%) დაკავშირებული აღმოჩნდეს დეფექტების

სტრუქტურაში თერმული ზემოქმედებით განხორციელებულ გარდაქმნებთან.

საყურადღებოა ის გარემოება, რომ პრაქტიკულად რელაქსაციური პროცესების ინტენსიურობა ავლენს რხევის ამპლიტუდისაგან ძლიერ დამოკიდებულებას, რაც დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედებით არის განსაზღვრული. თერმული დამუშავებით აღნიშნული ურთიერთქმედება შესაძლებელია გაძლიერდეს. ამის გამო შეიზღუდება დისლოკაციის მოძრაობა და შემცირდება დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესის ინტენსიურობა. ეს გარემოება მხედველობაშია მისაღები ინტენსიურობის შემცირების გამომწვევი სტრუქტურული ცვლილებების მექანიზმის დადგენისას. 600°C-ზე მოწვა ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტებსა და ანომალური ზრდის ტემპერატურულ ინტერვალს, რადგანაც ორივე მათგანი დაკავშირებულია კრისტალის სტრუქტურაში მიმდინარე რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის პროცესებთან, რომლებიც თავს იჩენენ კრიტიკულ ტემპერატურებზე თერმული და ნიშანცვლადი ძაბვის ერთდროული მოქმედების პირობებში.

თერმული დამუშავება 10-20°C-ით ამაღლებს 400-800°C ინტერვალში არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებს, რაც წარმოადგენს რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლების ზრდის შედეგს. თერმული დამუშავების შემდეგ 3-5ჯერ იზრდება რხევის დეფორმაციის ამპლიტუდა, რომელზედაც იწყება შინაგანი ხახუნის ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსიურობის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულება. არსებული თეორიული წარმოდგენების საფუძველზე შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის ამპლიტუდური დამოკიდებულების აღნიშნული ხასიათის ცვლილება განისაზღვრება როგორც დისლოკაციების მერხევი სეგმენტების ბლოკირების გაძლიერების შედეგი. დისლოკაციური სეგმენტების მოძრაობის შეზღუდვა შესაძლებელია განხორციელდეს კოტრელის ატმოსფეროში წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაციის გაზრდით და უშუალოდ დისლოკაციის ბირთვში მინარევების ატომების კომპლექსების წარმოქმნით. ახლად წარმოქმნილი კომპლექსები უფრო ეფექტურად დაამაგრებენ სეგმენტის ბოლოებსა და ღუნებს სხვადასხვა

ტიპის დისლოკაციებზე, რომლებიც მონაწილეობენ რხევების ენერჯის რელაქსაციური და ჰისტერეზისული გაბნევის პროცესებში.

ციკლური დეფორმაცია რხევის მაღალ ამპლიტუდებზე ($1 \cdot 10^{-3}$ - $5 \cdot 10^{-3}$) $20-300^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში უმნიშვნელოდ ცვლის შინაგანი ხახუნის სპექტრის მახასიათებლებსა და ძვრის დინამიური მოდულის დეფექტის მნიშვნელობებს რელაქსაციური მაქსიმუმების ტემპერატურებზე. 400°C ტემპერატურიდან ციკლური დეფორმაციის გაველენა ძლიერდება. 400°C ტემპერატურაზე რხევითი დეფორმაცია $5 \cdot 10^{-3}$ სიდიდის ამპლიტუდაზე (რხევათა ციკლების რაოდენობა -200) 30%-ით ამადლებს ფონის ინტენსიურობას ოთახის ტემპერატურაზე, პრაქტიკულად გაველენას არ ახდენს 100%-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ფორმასა, ინტენსიურობასა და ტემპერატურაზე. დეფორმირებული კრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრში მნიშვნელოვნად (15-30%) იზრდება ინტენსიურობა ყველა დანარჩენი რელაქსაციური პროცესის და მათი თანმხლები ძვრის მოდულის დეფექტი; $5-10^{\circ}\text{C}$ -ით ფართოვდება ძვრის მოდულის ანომალური ამადლების ტემპერატურული ინტერვალები; 25°C -ით მცირდება მაღალტემპერატურული ექსპონენციალური ფონის კრიტიკული ტემპერატურა.

აღნიშნული ცვლილებები ტემპერატურულ სპექტრში ფიქსირებულ ტემპერატურებზე დაყოვნების დროზე არის დამოკიდებული. ისინი სრულად ჩაიხშობიან 600°C ტემპერატურაზე 0,5სთ-ის განმავლობაში დაყოვნების შედეგად. ეს მიუთითებს მასზე, რომ დეფორმაციის პირობებში ბმებისაგან განთავისუფლებული დისლოკაციების სეგმენტები და ღუნვები მინარევების დიფუზიით კვლავ დამუხრუჭდებიან. მათი დამუხრუჭება შესაძლებელია ასევე ვაკანსიებით, რომლებიც დეფორმაციით წარმოიქმნენ კრისტალის სტრუქტურაში.

მონოკრისტალური $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}$ შენადნობის საწყის მდგომარეობაში ეტალონთან შედარების მეთოდით განსაზღვრულია ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები სხვადასხვა ტემპერატურაზე (ცხრ. 3).

ოთახის ტემპერატურაზე ძვრის მოდულის სიდიდე დაახლოებით 10%-ით ნაკლებია [111] კრისტალოგრაფიული მიმართულებით

მონოკრისტალური სილიციუმის ასეთივე მახასიათებელზე (-5080 კგ/მ^2). მაღალ ტემპერატურებზე ძვრის მოდულის სიდიდე წრფივად მცირდება; მისი დამატებითი შემცირება რელაქსაციური და ჰისტერეზისული შინაგანი ხახუნის პროცესების გავლენით იწვევს დეფექტებისაგან თავისუფალი მონოკრისტალური სილიციუმისაგან საგრძნობ გადახრას. 800°C -ზე ძვრის მოდულის სიდიდე ოთახის ტემპერატურასთან შედარებით 25%-ით არის შემცირებული.

მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების აქტივაციური და მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 3.

Si-Ge შენადნობები	მაქსიმუმების ტემპერატურა $^\circ\text{C}$	აქტივაციის ენერგია მე	სისშირის ფაქტორი $\nu\text{მ}^{-1}$	ძვრის მოდული, კგ/მ^2	
				გაზომვ. ტემპერ.	აბსოლუტ. მნიშვნ.
$\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}$ [111]	80-100	0,90	$1 \cdot 10^4$	20	4800
	180-200	1,35	$5 \cdot 10^{13}$	120	4700
	450	1,75	$8 \cdot 10^{12}$	230	4550
	540	1,90	$5 \cdot 10^{12}$	350	4300
	600	2,10	$2 \cdot 10^{12}$	500	4180
	680	2,35	$8 \cdot 10^{11}$	650	4000
$\text{Si}_{0,99}\text{Ge}_{0,01}$ [111]	80-100	0,90	$6 \cdot 10^{13}$	20	4750
	180-200	1,35	$2 \cdot 10^{13}$	120	4600
	430	1,70	$7 \cdot 10^{12}$	230	4400
	525	1,80	$4 \cdot 10^{12}$	350	4240
	580	2,00	$1 \cdot 10^{12}$	500	4050
	670	2,20	$7 \cdot 10^{11}$	650	3850
$\text{Si}_{0,98}\text{Ge}_{0,02}$ [111]	800-100	0,80	$3 \cdot 10^{13}$	20	4600
	180-200	1,30	$6 \cdot 10^{12}$	120	4450
	420	1,60	$3 \cdot 10^{12}$	230	4260
	510	1,70	$1 \cdot 10^{12}$	350	4150
	570	1,85	$8 \cdot 10^{11}$	500	3900
	660	1,95	$3 \cdot 10^{11}$	650	3700

მოწვა 600°C ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში მკვეთრად ამცირებს შინაგანი ხახუნის ფონს ტემპერატურულ ინტერვალში ($20-800^\circ\text{C}$), შესაბამისად მცირდება ძვრის მოდულის დეფექტის მნიშვნელობები კრიტიკულ ტემპერატურებზე. ყოველივე აღნიშნული ცვლილება განაპირობებს ძვრის მოდულის სიდიდის ამადლებასა და მისი ვარდნის 15%-მდე შემცირებას 800°C ტემპერატურაზე. რადგანაც საშუალო ტემპერატურებზე ($\cong 600^\circ\text{C}$) თერმული დამუშავება არსებითად

არ ცვლის დისლოკაციების სიმკვრივეს, უნდა იქნას მიხნეული, რომ მონოკრისტალის მექანიკური მოდულის ამაღლება გამოწვეულია არსებული დისლოკაციების დამუხრუჭების გაძლიერებით, რასაც ახორციელებენ წერტილოვანი დეფექტები და მათი კომპლექსების მოწვის პროცესში დისლოკაციების მიმართულებით დიფუზიური გადანაწილებითა და კოტრელის ატმოსფეროების გაჯერებით. აღსანიშნავია ისიც, რომ მორიგი ციკლური დეფორმაციით კვლავ აღგილი აქვს ძვრის მოდულის ხელახალ შემცირებას რაც, დისლოკაციების ძვრადობის გაზრდით არის გამოწვეული. ასეთ პირობებში კვლავ მაღალია შინაგანი ხახუნის პროცესების ინტენსიურობა და შეინიშნება დაბალი ტემპერატურების მიმართულებით შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების გადაადგილება.

ამრიგად, ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ საშუალო ტემპერატურულ ინტერვალში (400-600°C) მოწვითა და მაღალამპლიტუდური რხევითი დეფორმაციით შესაძლებელია მონოკრისტალური $Si_{0,995}Ge_{0,005}$ შენადნობის რეალური სტრუქტურული მდგომარეობისა და ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების მახასიათებლების შექცევადი ხასიათის მართვა.

შესწავლილია $Si_{0,99}Ge_{0,01}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. საცდელი ნიმუშების კრისტალოგრაფიული მიმართულებაა [111], დისლოკაციების სიმკვრივე $5 \cdot 10^{-3} \text{სმ}^{-2}$, დენის მატარებელი ელექტრონების კონცენტრაცია – $2 \cdot 10^{15} \text{სმ}^{-3}$, გრეხითი რხევების 1,2კც სისწირეზე შინაგანი ხახუნის სპექტრის შედგენილობა იდენტურია ზემოთ განხილული მონოკრისტალური $Si_{0,995}Ge_{0,005}$ შენადნობის სპექტრისა, მაგრამ შეიმჩნევა აგრეთვე განმასხვავებელი თვისებებები. ყველა მაქსიმუმი 10-15°C-ით გადანაცვლებულია დაბალი ტემპერატურებისაკენ. პირველი მაქსიმუმი 80-100°C ინტერვალში გახლჩილია ორ მდგენელად; მისი მაღალ-ტემპერატურული მდგენელი გამოირჩევა ამაღლებული ინტენსიურობით. მკვეთრად მაღალია მაქსიმუმების ინტენსიურობა 430, 525 და 590°C ტემპერატურებზე. ამავე ტემპერატურებზე გაზრდილია ძვრის მოდულის დეფექტი და მისი მოსაზღვრე მოდულის ანომალური ამაღლების ტემპერატურული ინტერვალი. მაღალია ასევე ექსპონენციალურად

მზარდი შინაგანი ხახუნის ფონის ინტენსიურობა. $1 \cdot 10^{-4}$ სიდიდემდეა შემცირებული ამპლიტუდური ფარდობითი დეფორმაცია, რომელზედაც თავს იჩენს შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის დეფორმაციული ბუნება $400-800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის სპექტრებში გამოვლენილი ცვლილებები დაკავშირებულია გერმანიუმის შედარებით მაღალი შემცველობის შენადნობებში სტრუქტურული დეფექტების კონცენტრაციის ამადლებასა და გერმანიუმის ატომებთან არსებული დეფორმაციის ველების არათანაბარ განაწილებასთან კრისტალის სტრუქტურაში. მათი ურთიერთქმედება განაპირობებს პოტენციალური ბარიერების ფართო დიაპაზონის წარმოქმნას სხვადასხვა ტიპის დეფექტის მოძრაობის აქტივაციისათვის, რომელსაც ასევე შეიძლება თან სდევდეს ინდივიდუალური დეფექტების ელექტრული მდგომარეობის ცვლილება რეალური სტრუქტურის ცვლილებები განაპირობებენ შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის რთული სპექტრების არსებობას.

აღსანიშნავია, რომ $\text{Si}_{0,99}\text{Ge}_{0,01}$ კრისტალის არადრეკადი მახასიათებლები შედარებით მაღალი თერმული მდგრადობით გამოირჩევიან. განმეორებით გაზომვა გვიჩვენებს მაქსიმუმების ინტენსიურობის უმნიშვნელო ვარდნას. მაგრამ ეს გარემოება განპირობებულია სტრუქტურული დეფექტების ურთიერთქმედების გაძლიერებითა და გერმანიუმის ატომებთან წარმოქმნილი დეფორმაციის დრეკადი ველების ურთიერთგადაფარვით. არ არის გამორიცხული ახალი ტიპის კომპლექსების ფორმირება. გრეხითი რხევების $5,5 \text{ \AA}$ სიხშირეზე მაქსიმუმების რელაქსაციურმა მდგენელებმა გადაინაცვლეს მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ასეთ მდგომარეობაში მაქსიმუმები ხასიათდებიან შედარებით დაბალი ინტენსიურობით, მაღალ სიხშირეებზე ჰისტერეზისული პროცესების წვლილის შემცირების გამო. სიხშირული წანაცვლების მეთოდით განსაზღვრული აქტივაციური პარამეტრები წარმოდგენილია ცხრილში-3. ცხრილიდან ჩანს რომ სილიციუმის კრისტალურ მესერში გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდას თან ახლავს აქტივაციის ენერჯიის მნიშვნელობისა და რელაქსაციური პროცესების სიხშირული ფაქტორის შესამჩნევი შემცირება.

600°C ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში მოწვა 10-15% ამცირებს მაქსიმუმების ინტენსიურობას 400-800°C ტემპერატურებზე. დანარჩენი მაქსიმუმები და ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა უმნიშვნელოდ კლებულობს. მოწვის შემდეგ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები იღებენ სიმეტრიულ ფორმას საწყისი მდგომარეობისაგან განსხვავებით, შესამჩნევად იკლებს 420°C-ზე არსებული მაქსიმუმის ინტენსიურობა და მისი ნახევარგანი, რასაც განაპირობებს მოწვის პროცესში რელაქსაციაში მონაწილე დეფექტების მოძრაობის ენერჯის განაწილების ინტერვალის შევიწროება. ამასთან ერთად იკვეცება რელაქსაციის დროის სპექტრის ინტერვალი. მიუხედავად აღნიშნულისა თერმული დამუშავების შემდეგ მითითებული მაქსიმუმი კვლავ საკმარისად განიერი რჩება. რელაქსაციის ერთი დროით განსაზღვრული დებაის ფორმის მქონე მაქსიმუმთან შედარებით. დებაის ფორმის მაქსიმუმისაგან აღნიშნული გადახრები განაპირობებენ სხვადასხვა მეთოდით განსაზღვრული აქტივაციის ენერჯის სიდიდეების სიმრავლის არსებობას. მართლაც, შინაგანი ხახუნის ფონის გამორიცხვის შემდეგ 450°C არსებული მაქსიმუმის ექსპერიმენტული ნახევარგანისათვის მიიღება შემდეგი მნიშვნელობა:

$$\Delta\left(\frac{1}{T}\right)_{exp} = \frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}, \quad (17)$$

სადაც T_1 და T_2 აბსოლუტური ტემპერატურებია მაქსიმუმების ნახევარ სიმაღლეზე. მაქსიმუმის აქტივაციის ენერჯის ექსპერიმენტული მნიშვნელობის გათვალისწინებით მიიღება დებაის მაქსიმუმის ნახევარგანის თეორიული სიდიდე ფორმულით:

$$\Delta\left(\frac{1}{T}\right)_{teor} = 2,635 \cdot \frac{K}{H} \quad (18)$$

საიდანაც აღნიშნული მაქსიმუმის ფარდობითი სიგანე ტოლი იქნება:

$$r_2(\beta) = \Delta\left(\frac{1}{T}\right)_{exp} : \Delta\left(\frac{1}{T}\right)_{teor} = 3,15. \quad (19)$$

განაწილების ფუნქციის ცხრილური მნიშვნელობების გათვალისწინებით შესაძლებელია განისაზღვროს განაწილების პარამეტრი: $\beta=2,7$, ეს სიდიდე წარმოადგენს გაუსის ნორმალური განაწილების კოეფიციენტს. მიღებული მნიშვნელობა საკმარისად დიდია. ეს შეიძლება

დაკავშირებულია აქტივაციის ენერჯის და სიხშირული ფაქტორის სპექტრების ერთდროულ არსებობასთან.

საწყისი ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრს თან ახლავს ძვრის მოდულის რთული ტემპერატურული დამიკოდებულება. ტემპერატურის 20-300°C ინტერვალში მოდული პრაქტიკულად არ იცვლება. შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ტემპერატურებზე შეინიშნება ძვრის მოდულის მკვეთრი ვარდნა. 450°C-ზე მოდულის დეფექტი მაქსიმალურია და ტოლია მაქსიმუმის ინტენსიურობის გაორკეცებული სიდიდის, ეს ნიშნავს, რომ ჯამურ მაქსიმუმში მნიშვნელოვანია რელაქსაციური პროცესების წვლილი. მოდულის დეფექტს ესაზღვრება მისი ანომალური ზრდის უბანი. ეს მიუთითებს მასზე, რომ გახურების პროცესში მიმდინარეობს წერტილოვანი დეფექტების და მათი კომპლექსების დიფუზური გადანაწილება დისლოკაციების ბირთვებსა და ატმოსფეროებში, რაც ზღუდავს დისლოკაციების მოძრაობას და განაპირობებს კრისტალის დინამიურ განმტკიცებას.

თერმული დამუშავების შედეგად $Si_{0.99}Ge_{0.01}$ მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრი გამოირჩევა თერმული სტაბილურობით და არ არის დამოკიდებული ნიმუშის გახურება-გაცივების ციკლზე. დაფიქსირებულია ძვრის მოდულის მდორედ შემცირება და მცირე სიდიდის მოდულის დეფექტები შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების კრიტიკულ ტემპერატურებზე. დინამიური ძვრის მოდულის ასეთი ცვლილება ახასიათებთ კოვალენტურ კრისტალებს, რომლებიც შეიცავენ სტრუქტურულ დეფექტებს მინიმალური კონცენტრაციით. ასეთ კრისტალებში ძვრის მოდულის მდორედ სუსტი, წრფივი შემცირება ძირითადად განპირობებულია დენის თავისუფალი მატარებლების კონცენტრაციისა და ატომების სითბური რხევების ამპლიტუდის გაზრდით. ამასთან ერთად მოსალოდნელია ნარჩენი მინარევების ატმოსფეროებისა და მეტასტაბილური კომპლექსების გავლენით დისლოკაციების ძვრადობის შემცირება. რეალური სტრუქტურის ასეთ მდგომარეობას ადასტურებს შინაგანი ხახუნის ფონის ამპლიტუდური დამოკიდებულების დაწყების კრიტიკული ამპლიტუდის შესამჩნევად ამაღლება ტემპერატურის 600-800°C ინტერვალში.

თერმულად დამუშავებული საცდელი ნიმუშის ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერატურაზე (ციკლების რაოდენობა – 200, $5 \cdot 10^{-3}$ - ფარდობითი ამპლიტუდური დეფორმაცია) მკვეთრად ზრდის ფონისა და მაქსიმუმების ინტენსიურობას. $400-800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში იზრდება ცალკეული მაქსიმუმის სიგანე, მცირდება მათი კრიტიკული ტემპერატურები, რაც გამოწვეულია ახალი ცენტრების წარმოქმნით, რომლებიც აქტივაციის ენერჯის სიმრავლით ხასიათდებიან. დეფორმაციის მდგომარეობაში დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტების სიგრძე სხვადასხვაა. ეს თავის მხრივ დისლოკაციებზე დამაგრების ცენტრების კონცენტრაციის ცვლილებებით არის განპირობებული. არსებითია ასევე თერმული და მექანიკური ენერჯის ერთდროული ზემოქმედება სეგმენტების სიგრძეზე. დისლოკაციების ხელახალი დამაგრებისთვის აუცილებელია მინარევების და მათი კომპლექსების დიფუზური გადანაწილება.

რეალური სტრუქტურის სტაბილიზაცია მიიღწევა განსაზღვრულ დროში. მართლაც, დეფორმაციის შემდეგ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ინტენსიურობის შემცირებისათვის საჭიროა მოწვა 600°C -ზე 0,5 სთ-ის განმავლობაში. ასეთი ხანმოკლე მოწვის შედეგად კვლავ 10-15%-ით იზრდება შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯია. ეს აიხსნება შინაგანი ძაბვების შემცირებით და დისლოკაციის ძვრადობაზე მათი დამამუხრუჭებელი მოქმედების შესუსტებით. ამ პირობებში გაძლიერებულია დრეკადი და ელექტრული წარმოშობის ძალები, რომლებიც აკონტროლებენ წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციების აქტივაციას.

გერმანიუმის შედარებით მაღალი შედგენილობის Si-Ge მონოკრისტალის ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე შემცირებულია 4600 კმ/მმ^2 მნიშვნელობამდე. აღნიშნული ცვლილების მიზეზებია დისლოკაციების სიმკვრივის ამალეობა და გერმანიუმის ატომებთან ფორმირებული გაჭიმვის დეფორმაციის ველები, რომლებიც ლოკალურად ზრდიან ატომთაშორის მანძილებს, რაც ასუსტებს ატომთაშორის არსებულ კავშირის ძალებს და მათთან დაკავშირებული მექანიკური მოდულების სიდიდეებს.

გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით 2ატ.%-მდე მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრებში გამოვლენილია მაღალი ფონური შინაგანი ხახუნი და ძვრის მოდულის შესამჩნევად შემცირება, რადგანაც მონოკრისტალური $\text{Si}_{0,98}\text{Ge}_{0,02}$ შენადნობის სტრუქტურაში $5 \cdot 10^{14} \text{სმ}^{-2}$ სიდიდემდე გაზრდილია დისლოკაციების სიმკვრივე. გერმანიუმის შედარებით მაღალი კონცენტრაცია განაპირობებს სტრუქტურის შედგენილობისა და ძაბვების არაერთგვაროვნებას და ლოკალიზებული დრეკადი ძაბვების ველების ურთიერთგადაფარვის გაძლიერებას. ეს გავლენას ახდენს მინარევების, ვაკანსიებისა და მათი კომპლექსების ელექტრულ და დიფუზურ აქტიურობაზე. მოსალოდნელია დისლოკაციური ძვრადობის ცვლილებები, როგორც გაზრდის, აგრეთვე შემცირების მიმართულებით, რასაც აკონტროლებს წერტილოვანი დეფექტების დიფუზია კრისტალის მოცულობასა და დისლოკაციების ბირთვებში.

აღნიშნული ცვლილებები სრულადაა ასახული შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრებში. შინაგანი ხახუნის სპექტრი ხასიათდება მაღალი ინტენსიურობის ექსპონენციალური ფონისა და მაქსიმუმებით 80-100, 120-200, 420, 510 და 570°C ტემპერატურებზე (სურ. 6,2). მაღალი ინტენსიურობით გამოირჩევა მაქსიმუმი 420°C, რომლის არეში ძვრის მოდული ძლიერად ($\approx 25\%$) მცირდება, ხოლო 420-460°C შუალედში ის ანომალურად იზრდება და აღწევს ოთახის ტემპერატურის შესატყვის სიდიდემდე. განმეორებითი გაზომვით მიღებული სპექტრის ინტენსიურობა უმნიშვნელოდ (10-12%) არის შემცირებული. ეს მიუთითებს $\text{Si}_{0,98}\text{Ge}_{0,02}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის პროცესებში მონაწილე დეფექტების თერმული მდგომარეობის სტაბილურობაზე.

მაღალ სიხშირეზე (5,5პკ) შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მდგენელები გადაადგილდებიან ტემპერატურის ზრდის მიმართულებით. სიხშირის შეცვლაზე არ რეაგირებენ 180, 500 და 650°C ტემპერატურებზე გამოვლენილი მაქსიმუმების მდგენელები. აღნიშნულ ტემპერატურებზე ძვრის მოდული ანომალურად იზრდება. მიღებული შედეგები მოწმობენ,

რომ მითითებულ ტემპერატურებზე შინაგანი ხახუნი არარელაქსაციური წარმოშობისაა. მოდელური წარმოდგენების თანახმად სავარაუდოა, რომ Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში განსაზღვრულ ტემპერატურებზე მიმდინარეობენ ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესები.

ცნობილია [122], რომ მონოკრისტალური სილიციუმის ზედაპირის მექანიკური და ქიმიურ-მექანიკური დამუშავება იწვევს ძვრის მოდულის ტემპერატურული ჰისტერეზისს, რასაც თან ახლავს შესაბამისი ცვლილებები შინაგანი ხახუნის სპექტრში. ასეთი ხასიათის ცვლილებები ვლინდებიან ფაზური გარდაქმნების პროცესებში, რომლებიც სილიციუმის რეალურ სტრუქტურაში მიმდინარეობენ შუალედურ, მეტასტაბილურ ფაზებში. დღეისათვის სილიციუმის სტრუქტურაში აღმოჩენილია ათამდე პოლიტიპური მოდიფიკაცია. ისინი სტრუქტურაში ჩაისახებიან მიმართული პლასტიური დეფორმაციის პირობებში.

ნახვენებია [123], რომ დეფორმაციით სტიმულირებული ახალი ფაზა ჩნდება კრისტალის ზედაპირულ ფენებში მცირე ზომის ნაწილაკების ფორმით და შეიცავს დიდი რაოდენობით მიკროორეულებს. სილიციუმის მოდიფიკაციებში ფაზური გარდაქმნები დაკავშირებულია პლასტიური დეფორმაციის დროს აღძრული ნაწილობრივი დისლოკაციების კორელირებული მოძრაობით. აღნიშნულ პროცესს თან ახლავს მოცულობითი ფაზური მდგენელის ფორმირება და სტატისტიკურად განაწილებული წყობის დეფექტები. კრისტალის ზედაპირზე მათი გამოსვლა შესაძლებელია მცირე ინტენსიურობის მექანიკური ზემოქმედებით. Si-Ge მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის სპექტრის ჰისტერეზისული მდგენელები და ძვრის მოდულის ანომალიები დაკავშირებულია სილიციუმის პოლიტიპურ ფაზებში მიმდინარე ფაზურ გარდაქმნებთან, რომლებიც განსაზღვრულ ტემპერატურებზე იხენენ თავს [124].

მონოკრისტალური $\text{Si}_{0.98}\text{Ge}_{0.02}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მახასიათებლების აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრ. 3-ში. როგორც მოსალოდნელი იყო, ისინი შემცირებულია გერმანიუმის მცირე კონცენტრაციით (0,5%) ლეგირებული Si-Ge შენადნობის ანალოგიურ მახასიათებლებთან

შედარებით. მაღალი, არაერთგვაროვნად განაწილებული შინაგანი ძაბვები იწვევენ პაიერლსის ბარიერების დადაბლებას. შესაბამისად დისლოკაციების მოძრაობისათვის ნაკლები სიდიდის ენერგია დაიხარჯება მექანიკური ძაბვის ზემოქმედებით. ლეგირება ზრდის კრისტალური მესრის პარამეტრს, შესაბამისად მცირდება ატომთაშორისი კავშირის ძალები და მათი პროპორციული ძვრის მოდულის სიდიდე.

მოწვა 600°C ტემპერატურაზე 3სთ-ის განმავლობაში იწვევს შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის $\sim 15\%$ -ით დადაბლებას და რელაქსაციური მაქსიმუმების $15-20^{\circ}\text{C}$ -ით გადანაცვლებას მაღალი ტემპერატურების მიმართულებით. მოწვა ამცირებს რელაქსაციური და ჰისტერეზისული წარმოშობის შინაგანი ხახუნის ფონს, ძვრის მოდულის დეფექტისა და ანომალურად ამალღების მნიშვნელობებს. იზრდება ასევე კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაცია, რომელზედაც იწყება შინაგანი ხახუნის ფონის, რელაქსაციური და ჰისტერეზისული პროცესების ინტენსიურობის ზრდა. ეს ადასტურებს სტრუქტურის მექანიკურ განმტკიცებას დისლოკაციების ძვრადობის შემცირებისა და დამუხრუჭების გაძლიერების გავლენით.

თერმულად დამუშავებული Si-Ge მონოკრისტალის ციკლური დეფორმაცია 600°C -ზე (დეფორმაციის ამპლიტუდა - $5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა - 200) მკვეთრად ამალღებს შინაგანი ხახუნის პროცესების ინტენსიურობას, იწვევს ძვრის მოდულის დეფექტის გაზრდას კრიტიკულ ტემპერატურებზე და არსებითად გავლენას არ ახდენს მოდულის ანომალურად ამალღების სიდიდეზე, მაგრამ $10-15^{\circ}\text{C}$ -ით ზრდის მოდულის ანომალიის გამოვლინების ტემპერატურულ ინტერვალებს. საგრძნობლად მცირდება დეფორმირებული მონოკრისტალის ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობა.

$400-650^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში თერმოციკლური ზემოქმედება (გახურება-გაცივება $3^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარით) ავლენს მოდულის ე.წ. “შებრუნებულ” ჰისტერეზისს. იგი გამოვლენილია შემდეგნაირად: გახურების პროცესში მოდულის ცვლილების გრაფიკი მდებარეობს ქვემოთ, ვიდრე გაცივებისას მიღებული მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების

გრაფიკი. ეს ფაქტი წინააღმდეგობაშია დისლოკაციის ბლოკირებისა და ბლოკირებისაგან განთავისუფლების პროცესებთან. რადგანაც მოსალოდნელია, რომ გახურების პროცესში ადგილი აქვს მეტასტაბილური ფაზების დაშლასა და დისლოკაციის ბლოკადის შესუსტებას. გაცივებისას კი შესაძლებელია განხორციელდეს დისლოკაციების ბირთვებთან დისპერსული ფაზების კვლავ წარმოქმნა. ისინი მეტად დაამაგრებენ დისლოკაციებს და შესაბამისად, განაპირობებენ ძვრის მოდულის ვარდნაში დისლოკაციური წვლილის შემცირებას. ძვრის მოდულის ე.წ. “შებრუნებული” ჰისტერეზისი შეუქცევადია. იგი თავს იჩენს ყოველთვის, ვიდრე არ მოისპობა მეტასტაბილური დისპერსული ფაზების ჩასახვის კერები.

ძვრის მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისული ცვლილება დამახასიათებელია გერმანიუმის მაღალი შემცველობის მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობებისათვის. იგი სუსტად ვლინდება მასიურ, არალეგირებულ მონოკრისტალურ სილიციუმში [124], როდესაც მასში დისლოკაციების სიმკვრივე პრაქტიკულად ნულის ტოლია.

2.3.2. ბოროთ ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები [125-129]

ნახევარგამტარულ მასალებში პლასტიური დეფორმაციის მექანიზმი სრულყოფილად გამოკვლეული არ არის. წარმოდგენილია მოსაზრებები, რომ კოვალენტურ კრისტალებში დისლოკაციების მოძრაობა განპირობებულია წყვილი ღუნვების ჩასახვითა და მოძრაობით დისლოკაციის გადაადგილების მიმართულებით, გეომეტრიული ღუნვის მოძრაობით და დისლოკაციებზე არსებული საფეხურების მოძრაობით, რასაც თან სდევს ჩანერგილი ატომების შთანთქმა და ვაკანსიების წარმოქმნა. დისლოკაციების მოძრაობის ენერჯის ექსპერიმენტული სიდიდე 2ევ-ის რიგისაა და ძლიერადაა დამოკიდებული ძაბვაზე. დისლოკაციური ღუნვების მოძრაობას რელაქსაციურობა ახასიათებს, რადგანაც ნახევარგამტარებში დისლოკაციების მოძრაობის ენერჯია

მაღალია, ამიტომ შინაგანი ხახუნის სპექტრში დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესები გამოვლინდებიან მაღალ ტემპერატურებზე.

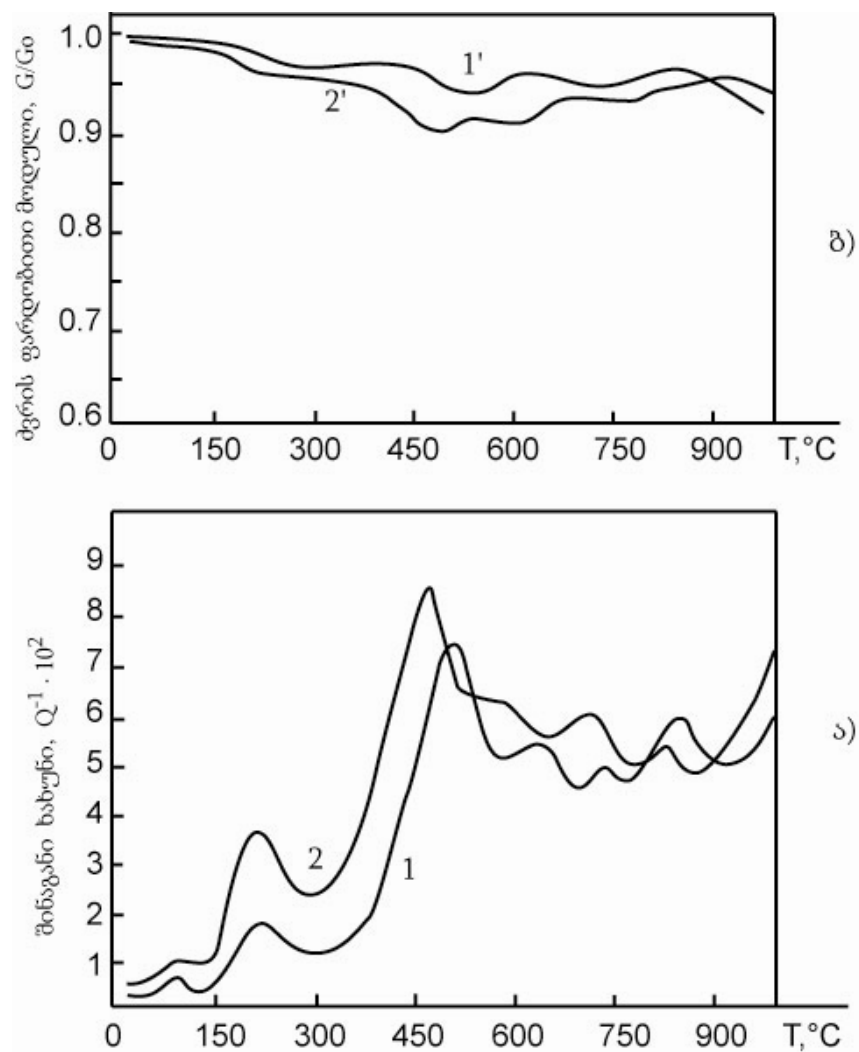
ლეგირება ელექტრულად აქტიური მინარევებით ნახევარგამტარების კრისტალურ მესერში დისლოკაციების ენერგეტიკული მახასიათებლებზე ერთდროულად მოქმედებს დრეკადი და ელექტრული წარმოშობის ველების საშუალებით. ელექტრული ძალები ასუსტებენ დისლოკაციების ბმებს და ამადლებენ მის ძვრადობას. დრეკადი ზემოქმედება კი ორგვარია – შეკუმშვისა და გაჭიმვის დეფორმაცია, შესაბამისად, აძნელებს და აადვილებს დისლოკაციის მოძრაობას. მინარევის კრიტიკულ კონცენტრაციაზე აღნიშნულთაგან ერთი რომელიმე მათგანი განსაზღვრავს ნახევარგამტარის კრისტალურ მესერში დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის ენერგეტიკულ პარამეტრებს.

წინამდებარე ნაშრომში შესწავლილია ბორითა და გერმანიუმით ერთდროულად ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება. ექსპერიმენტული გაზომვები შესრულებულია გრეხითი რხევების $\sim 13\text{C}$ სიხშირეზე, ფარდობითი დეფორმაციის $\sim 5 \cdot 10^{-5}$ და გახურება-გაცივების $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{წთ}$ სიჩქარის პირობებში. საცდელი კრისტალი $\text{Si}_{0.995}\text{Ge}_{0.005}$ შეიცავს ბორს $2 \cdot 10^{17}\text{სმ}^{-3}$ კონცენტრაციით.

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში 100, 220, 460, 600, 720 და 800°C ტემპერატურებზე გამოვლენილია მაქსიმუმები. ისინი შეთავსებულია შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალურად მზარდ ფონთან (სურ.7ა). განმეორებითი გაზომვის შედეგები პრაქტიკულად პირველი გაზომვების შედეგების იდენტურია. მხოლოდ უმნიშვნელოდ (5-10%) მცირდება ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა $20\text{-}300^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში. ეს ფაქტი ავლენს შენადნობის სტრუქტურაში არსებული დეფექტების მაღალ თერმულ მდგრადობას, რაც არ არის დამახასიათებელი არალეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობისათვის.

ყველა მაქსიმუმის ტემპერატურა იცვლება გრეხითი რხევების სიხშირის ცვლილებით, რაც ადასტურებს მათ რელაქსაციურ ბუნებას.

აღსანიშნავია, რომ შედარებით მაღალ (~ 5 ჰც) სიხშირეზე იცვლება 220 °C-ზე არსებული მაქსიმუმის ფორმა და სუსტად მცირდება (10-12%) მისი დაბალტემპერატურული მხარე 180°C ტემპერატურის არეში. ეს აჩვენებს აღნიშნულ ტემპერატურაზე არარელაქსაციური შინაგანი ხახუნის პროცესის მიმდინარეობას ტემპერატურისა და გარეშე პერიოდული ძაბვის ზემოქმედებით. რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯისა და სიხშირის ფაქტორის მნიშვნელობები წარმოდგენილია ცხრ. 4-ში.



სურ.7. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1,2) და ძერის მოდულის (1', 2') ტემპერატურული დამოკიდებულება: 1, 1' - $p=2 \cdot 10^{17}$ სმ⁻³; 2, 2' - $p=1 \cdot 10^{20}$ სმ⁻³;

შინაგანი ხახუნის სპექტრის ინტენსიურობა 20-300°C ინტერვალში დამოკიდებულია რხევის სიხშირის ამპლიტუდისაგან რხევითი

დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-5}$ - $1 \cdot 10^{-4}$ დიაპაზონში. ეს იძლევა საფუძველს მიჩნეულ იქნას, რომ შინაგანი ხახუნის მითითებულ ინტერვალში არადისლოკაციური წარმოშობა ახასიათებს და მისი შემადგენელი ორი რელაქსაციური პროცესი დაკავშირებულია წერტილოვანი დეფექტებისა და მათი კომპლექსების მიგრაციასთან გარეშე ძაბვის ველში. მოწვა $600-800^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში 5 სთ.-ის განმავლობაში 15-20%-ით ამცირებს 100°C -ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსიურობას; 220°C -ზე არსებული მაქსიმუმის ფორმა ასიმეტრიულია $180-200^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე ინტენსიურობის შედარებით მეტად შემცირების გამო. ცხადია მოწვის შედეგად შედარებით არამდგრადი წერტილოვანი დეფექტების კონცენტრაცია მცირდება. მოსალოდნელია ასევე მარტივი კომპლექსების დისოციაცია და ახალი მდგრადი კომპლექსების ფორმირება, რომლებიც განსხვავებული ენერგეტიკული პარამეტრებით ხასიათდებიან და რელაქსაციურ პროცესში 100 და $200-220^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურებზე მონაწილეობას არ იღებენ.

მოწვის ტემპერატურის 900°C -მდე ამადლება პრაქტიკულად მთლიანად ახშობს რელაქსაციურ პროცესს 100°C ტემპერატურაზე (მოწვის ხანგრძლივობა შეადგენს 3 სთ.) და 50%-ით ადაბლებს 220°C -ზე მაქსიმუმის ინტენსიურობას. მაშასადამე მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებით შესაძლებელია ერთეულოვანი წერტილოვანი დეფექტებისა (მინარევის ატომები, ვაკანსიები) და მათი კომპლექსების კონცენტრაციული და კონფიგურაციული ცვლილებები. ასეთი ცვლილებების შედეგია რელაქსაციურ პროცესში მონაწილე დეფექტების კონცენტრაციის მკვეთრად შემცირება.

თერმული დამუშავების შემდგომი მაღალტემპერატურული ციკლური დეფორმაცია $400-800^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში (ამპლიტუდური დეფორმაცია - $5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა - 200) 1,5-2-ჯერ ამადლებს ფონური შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობას, მაგრამ პრაქტიკულად გაველენას არ ახდენს $200-300^{\circ}\text{C}$ შუალედში არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსიურობაზე. ცხადია, რომ ციკლური დეფორმაციით წარმოიქმნებიან წერტილოვანი დეფექტების ისეთი კომპლექსები, რომლებიც არ განაპირობებენ თავდაპირველი სპექტრის

შემადგენელი რელაქსაციური პროცესების ინტენსიურობის რეგულირებას.

ციკლური დეფორმაციითა და თერმული დამუშავებით შესაძლებელია მაღალტემპერატურული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების მახასიათებლების მნიშვნელოვანი ცვლილებები, რადგანაც, 450°C -ზე ციკლური დეფორმაცია (დეფორმაციის სიდიდე - $5 \cdot 10^{-3}$, ციკლების რაოდენობა - 200) იწვევს $400-800^{\circ}\text{C}$ შუალედში გამოვლენილი მაქსიმუმების $15-30^{\circ}\text{C}$ -ით გადაადგილებას დაბალი ტემპერატურისაკენ; ამასთან ერთად იზრდება მათი ინტენსიურობა 20-30%-ით, ხოლო მაქსიმუმების ნახევარგანი $\sim 1,5$ -ჯერ. მაშასადამე, დეფორმაციის პროცესში ჩაისახებიან და გამრავლდებიან სხვადასხვა ტიპის დეფორმაციული წარმოშობის დეფექტები (დისლოკაციები, ვაკანსიები). დეფექტების ცალკეული ტიპი ხასიათდება ჩასახვისა და მოძრაობის ენერჯის მნიშვნელობების სიმრავლით. სწორედ ეს გარემოება განაპირობებს რელაქსაციური პროცესის მაქსიმუმის გაგანიერებასა და ძლიერად გადახრას დებაის ფორმის რელაქსაციის ფიქსირებული დროის ერთი სიდიდით განსაზღვრული მაქსიმუმისაგან.

დეფორმირებული ნიმუშის ფიქსირებული ტემპერატურითა და რხევის სიხშირით განსაზღვრული აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები შემცირებულია საწყისი სპექტრის მახასიათებლებთან შედარებით. ანალოგიური ცვლილებები ფიქსირებულია არალევირებული, მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დეფორმაციული ბუნების შინაგანი ხახუნის სპექტრში. როგორც უკვე აღინიშნა, მაღალამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია იწვევს დისლოკაციებზე არსებული სეგმენტებისა და ღუნვების მოწყვეტას დამაგრების ცენტრებიდან; სუსტდება მათი ბმები კრისტალური მესრის პოტენციალურ ველში და მათი მოძრაობისათვის ნაკლები სიდიდის ენერჯია არის საკმარისი. აღნიშნულის გამო მაქსიმუმები დეფორმაციის ზემოქმედებით გადაადგილდებიან დაბალ ტემპერატურებზე და მათ ახასიათებთ შემცირებული სიდიდის აქტივაციის ენერჯიები.

როგორც მოსალოდნელია, დეფორმირებული Si-Ge მონოკრისტალის რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის სპექტრი თერმულად არამდგრადია. საკმარისია 600°C -ზე 0,5სთ.-ის განმავლობაში დაყოვნება მაქსიმუმების

საწყისი მახასიათებლების აღდგენისათვის, რადგანაც ადგილი აქვს მინარევებისა და ვაკანსიების დიფუზიას დისლოკაციების მიმართულებით, დისლოკაციების კოტრელის ატმოსფეროების გამდიდრებასა და ამის შედეგად დისლოკაციების მოძრაობის დამუხრუჭებას. მიკროსკოპულ მასშტაბებში მოდელური წარმოდგენით გაძლიერდება გეომეტრიული ღუნვისა და წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთკავშირი, შემცირდება დისლოკაციური სეგმენტის სიგრძე და, მაშასადამე, მისი რხევის ამპლიტუდა, განხორციელდება სტრუქტურის მექანიკური განმტკიცება. ეს პროცესი შექცევადია, რადგანაც მორიგი დეფორმაციით კვლავ მიიღწევა დისლოკაციების სტრუქტურის ელემენტების (სეგმენტი, ღუნვა) მოწყვეტა წერტილოვანი ბმებისაგან.

ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური წარმოშობის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები 400-800°C ინტერვალში პრაქტიკულად ერთნაირად რეაგირებენ თერმულ დამუშავებასა და ციკლურ დეფორმაციებზე, რაც ავლენს მათ დეფორმაციულ ბუნებას. მაგრამ არსებობენ აგრეთვე მათი განმასხვავებელი თავისებურებები. ბორით ლეგირებულ $\text{Si}_{0.995}\text{-Ge}_{0.005}$ შენადნობში 460°C ტემპერატურაზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსიურობა პრაქტიკულად არ იცვლება 600°C ტემპერატურაზე 3 სთ-ის განმავლობაში მოწვის შემდეგ.

მოწვის ხანგრძლივობაზე დამოკიდებულება ახასიათებთ რელაქსაციურ პროცესებს 600, 720 და 800°C ტემპერატურებზე. ცნობილი თეორიული მოსაზრებების თანახმად შინაგანი ხახუნის მოწვის დროისაგან დამოკიდებულება დაკავშირებულია მინარევების ატომების დიფუზიასთან, რომელიც მიმდინარეობს დისლოკაციების ბირთვის გასწვრივ. ამაღლებულ ტემპერატურებზე იზრდება აგრეთვე მინარევების განივი დიფუზიის წვლილი შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობაში. გასწვრივი დიფუზიის სტიმულირებას ახდენენ ხაზოვანი დაჭიმულობის ძალები. ისინი წარმოიქმნებიან დისლოკაციური სეგმენტის ამოხნეჭილობით, რასაც თავის მხრივ იწვევს დისლოკაციის ხაზისადმი პერპენდიკულარულად მოქმედი მექანიკური ძაბვა.

ციკლურად დეფორმირებულ სტრუქტურაში დისლოკაციებისა და წერტილოვანი დეფექტების ახლად ჩამოყალიბებული კონფიგურაციები

ჰქმნიან შინაგანი ხახუნის დროზე დამოკიდებულების გამოვლინების დამატებით შესაძლებლობებს. მართლაც, იგი გამოკვეთილად ფიქსირდება ასევე 400-450°C ტემპერატურულ შუალედში. აღსანიშნავია, რომ შინაგანი ხახუნის, როგორც დროის ფუნქციის გამოვლინება ხორციელდება ყოველი კონკრეტული მასალისათვის განსაზღვრულ ტემპერატურულ ინტერვალში. როგორც ექსპერიმენტები ავლენენ Si-Ge მონოკრისტალებში ის თავს იჩენს 400-800°C ინტერვალში. დაბალ ტემპერატურებზე მინარევების დიფუზური გადაადგილება დისლოკაციების გასწვრივი და განივი მიმართულებებით მეტად უმნიშვნელოა. სწორედ ამიტომ არა აქვს ადგილი შინაგანი ხახუნის დამოკიდებულებას დროზე. 800°C-ზე მაღალ ტემპერატურებზე მინარევების დიფუზია დაჩქარებულია. მათი საწყის პოზიციაში დაბრუნება რხევითი ციკლის დასრულებამდე ხდება და შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა ნულამდეა შემცირებული.

საშუალო ტემპერატურულ (400-800°C) ინტერვალში მინარევების ატომების (მათ შორის მალეგირებული ბორის ატომები) დიფუზია და რელაქსაციის დრო ჰქმნიან მაქსიმალური შინაგანი ხახუნის გამოვლინების პირობებს. არადრეკადობის დროისაგან დამოკიდებულების არსებობა განსაზღვრავს აგრეთვე სტრუქტურული მდგომარეობისადმი მეტად მგრძობიარე დინამიური ძვრის მოდულის სპეციფიკურ ტემპერატურულ დამოკიდებულებას.

მონოკრისტალური $Si_{0.99}Ge_{0.01}:B$ შენადნობის ძვრის მოდულის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია რელაქსაციური პროცესებისათვის დამახასიათებელი მოდულის ვარდნა ანუ ე.წ. ძვრის მოდულის დეფექტი. ის დიდია მაღალი ინტენსიურობის მაქსიმუმების ტემპერატურებზე (სურ. 7.1' ბ). სტანდარტული მოდელური მყარი სხეულისაგან განსხვავებით საცდელი შენადნობის ძვრის მოდული 450-500 და 600-700°C ტემპერატურებზე ანომალურად იზრდება. მოდულის ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია ფაზური გარდაქმნის პროცესისათვის.

ძვრის მოდული მდოვრედ მცირდება 20-300°C ინტერვალში. მოდულის დეფექტებისა და ანომალური ზრდის წვლილის ჩათვლელად ძვრის დინამიური მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულება წრფივი

შემცირებით ხასიათდება, Si-Ge მონოკრისტალებში ისევე, როგორც ალმასის ტიპის სტრუქტურის კოვალენტურ კრისტალებში. თერმული დამუშავება (მოწვა 600°C, 5სთ.) მნიშვნელოვნად ამცირებს ძვრის მოდულის დეფექტებს, მაგრამ იმავდროულად პრაქტიკულად გააღვანას არ ახდენს მოდულის ანომალურად ამადლებაზე აღნიშნულ ტემპერატურულ ინტერვალებში.

ძვრის მოდულის დეფექტი და ანომალური ზრდა ძლიერად ვლინდებიან კრისტალის რხევის ამპლიტუდის მაღალ მნიშვნელობებზე ($\sim 1 \cdot 10^{-3}$). მოდულის დეფექტი დისლოკაცია-წერტილოვანი დეფექტის ურთიერთქმედებითაა განსაზღვრული, ხოლო მოდულის ანომალიის გაძლიერება ფაზური გარდაქმნის პროცესების გააქტიურებით აიხსნება. ასეთი ცვლილებები დამახასიათებელია ფაზური გარდაქმნებისათვის ძვრის მექანიზმით. როგორც ზემოთაა ნახვენები 900°C-ზე მოწვა ძლიერად ახშობს რელაქსაციურ პროცესებს საცდელ შენადნობში. შესაბამისად მცირდებიან ძვრის მოდულის ჩავარდნები (დეფექტები) კრიტიკულ ტემპერატურებზე, რადგანაც მცირდება არადრეკადობის განმსაზღვრელი დეფექტების კონცენტრაცია. ასეთ პირობებში ძვრის მოდულის ანომალიები ავლენენ მაღალ თერმულ მდგრადობას. ე.ი. თერმულად მდგრადია რეალურ სტრუქტურაში ის კერები (არაერთგვაროვანი ძაბვები, დისლოკაციების გროვები, დეფორმაციული ორეულეების პაკეტები), რომლებშიც თერმული ზემოქმედებით მიმდინარეობენ ფაზური გარდაქმნების ტიპის პროცესები ბორით სუსტად ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში.

ტემპერატურულ ინტერვალში განსაზღვრულია ძვრის მოდულის აბსოლუტური მნიშვნელობები (იხ. ცხრ.4). გერმანიუმის იდენტური შედგენილობის მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობთან შედარებით მოდულის მნიშვნელობები მაღალია და თერმული დამუშავების შემდეგ დაფიქსირებულია მისი ზრდის ტენდენცია 20-800°C ინტერვალში. ბორის კონცენტრაცია - $2 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$ არასაკმარისია 10^4 - 10^5სმ^{-2} სიმკრივეთ დისლოკაციების შემცველობის კრისტალში გაწყვეტილი ელექტრონული ბმების განეიტრალებისათვის. ამის გამო სუსტად ლეგირებულ შენადნობებში დისლოკაციები იმყოფებიან ძლიერი ელექტრონული

ბმების გავლენის ქვეშ. ამასთან ერთად ჩანაცვლების პოზიციებში მყოფი მალეგირებელი ბორის ატომების ირგვლივ კრისტალური მესერი განიცდის კუმშით დეფორმაციას. ბორის ატომებთან ლოკალიზებული შეკუმშვის დეფორმაციული ველები დისლოკაციების ატმოსფეროში ეფექტურად ამუხრუჭებენ დისლოკაციას. ეს გარემოება განსაზღვრავს მოდულის დისლოკაციური მდგენელის ზრდას.

ამრიგად, ბორით სუსტად ლეგირება იწვევს მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის სტრუქტურის განმტკიცებას, რის შედეგადაც იზრდება ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე, იზრდება ენერგეტიკული ბარიერი დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობისადმი. შესაბამისად, ამადლდება დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯის სიდიდეები. ბორით ლეგირება არ ახშობს ფაზური გარდაქმნის ტიპის პროცესებს 450-500°C და 600-700°C ინტერვალში. ბორით ლეგირებულ შენადნობებში ისინი ავლენენ მაღალ თერმულ მდგრადობას. შესაძლებელია ბორის ატომებთან ლოკალიზებული შემკუშავი ძაბვების გავლენით ძვრის მექანიზმით ფაზური გარდაქმნების განვითარება სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობების სტრუქტურაში.

ბორით ძლიერად ლეგირების შემთხვევაში ($p=1 \cdot 10^{20} \text{სმ}^{-3}$) $\text{Si}_{0.995}\text{Ge}_{0.005}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში გამოვლენილია ყველა რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსიურობის ზრდა 20-700°C ინტერვალში, შემცირებულია მაღალტემპერატურული მაქსიმუმის (785°C) ინტენსიურობა და ექსპონენციალურად მკვეთრად მზარდი შინაგანი ხახუნის ფონის კრიტიკული ტემპერატურა. რელაქსაციური მაქსიმუმები 400-700°C ინტერვალში 20-30°C-ით გადაადგილებულია დაბალი ტემპერატურებისაკენ. ორჯერ არის გაზრდილი ფონის ინტენსიურობა ოთახის ტემპერატურაზე. რელაქსაციური პროცესების აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობები საგრძნობლად შემცირებულია (იხ. ცხრ.4). მაქსიმუმების ინტენსიურობისა და აქტივაციური მახასიათებლების აღწერილი ცვლილებები მიუთითებენ ბორით ძლიერად ლეგირებული Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში მაღალი კონცენტრაციისა და ძვრადობის დისლოკაციური წარმოშობის დეფექტების არსებობაზე.

შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი ავლენს თერმულ მდგრადობას. მისი ინტენსიურობა უმნიშვნელოდ მცირდება 800°C-მდე გახურების შემდეგ. მოწვა 600°C-ზე 5 სთ.-ის განმავლობაში 30-40%-ით ამცირებს 100°C-ზე რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსიურობას; 10-15°C-ით გადაადგილდებიან დანარჩენი მაქსიმუმები მაღალი ტემპერატურებისაკენ. ეს გამოწვეულია რელაქსაციაში მონაწილე დისლოკაციური წარმოშობის ცენტრების დამუხრუჭების გაძლიერებით. მომწვარ მდგომარეობაში კრისტალის მაღალტემპერატურული ციკლური დეფორმაცია 10-20 %-ით ამალღებს დეფორმაციული ბუნების მაქსიმუმების ინტენსიურობას და გადაანაცვლებს მათ 10-20°C-ით დაბალი ტემპერატურისაკენ. დეფორმაცია გავლენას არ ახდენს 100°C-ზე არსებული რელაქსაციური პროცესის ინტენსიურობაზე.

შინაგანი ხახუნის სპექტრი 200°C ტემპერატურაზე ამჟღავნებს ამპლიტუდურ დამოკიდებულებას. ის კიდევ უფრო მეტად ძლიერდება მაღალი ტემპერატურების ინტერვალში. ამასთან ერთად მცირდება ამპლიტუდური დეფორმაციის სიდიდე, რომელზედაც შინაგანი ხახუნის ფონი და მაქსიმუმები ავლენენ რხევის ამპლიტუდისაგან დამოკიდებულებას.

ბორით ძლიერად ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის ძვრის მოდულის აბსოლუტური სიდიდე დაბალია არალეგირებულ და ბორით სუსტად ლეგირებულ გერმანიუმის იდენტური შედგენილობის შენადნობთან შედარებით. მკვეთრად არის გამოვლენილი მოდულის დეფექტი და ანომალური ამალღება რელაქსაციური პროცესების ტემპერატურების არეებში. ბორით ლეგირება ჰქმნის ახალ ენერგეტიკულ მდგომარეობას და მოდულის ანომალიებს ავლენს შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე. მოდულის ჩავარდნისა და ამალღების ტემპერატურები მცირდება ამპლიტუდური დეფორმაციის გაზრდით, რაც ავლენს ფაზური გარდაქმნის ტიპის ცვლილებების მართვის შესაძლებლობებს.

ბორით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების სტრუქტურულად მგრძობიარე შინაგანი ხახუნის პროცესებისა და ძვრის მოდულის დადგენილი ვარიაციები მნიშვნელოვნად არიან განსაზღვრული დისლოკაციების ელექტრონული ბმებისა და ატომთაშორისი კავშირის

ძალების ცვლილებებით კრისტალურ მესერში. არსებითია აგრეთვე მათზე მალეგირებელი კომპონენტის გერმანიუმის გავლენა. ჩანაცვლების პოზიციაში გერმანიუმის ატომთან ლოკალიზებული გაჭიმვის ძაბვები გავლენას ახდენენ წერტილოვანი დეფექტების შედგენილობასა, დიფუზიასა და თერმულ სტაბილურობაზე. ისინი დისლოკაციების ბირთვების არეში ამცირებენ პაიერლსის პოტენციალურ ბარიერს, რაც თავის მხრივ განსაზღვრავს დისლოკაციების ჩასახვისა და მოძრაობის ენერჯიისა და მექანიკური თვისებების მახასიათებლების შემცირებას დისლოკაციებისაგან თავისუფალ კრისტალთან შედარებით.

ბოროთ ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ფიზიკურ-მექანიკური მახასიათებლები

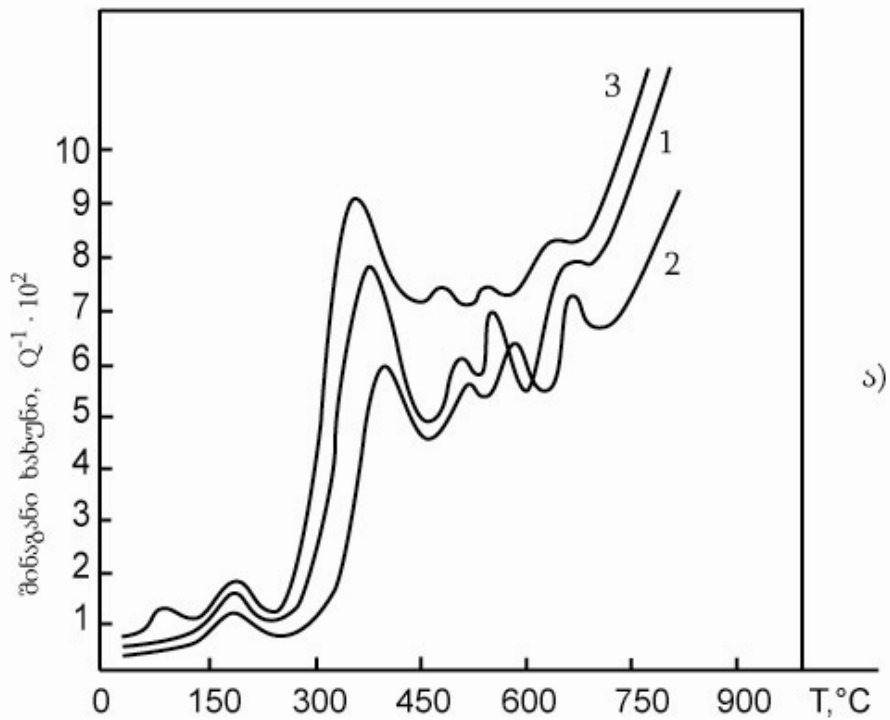
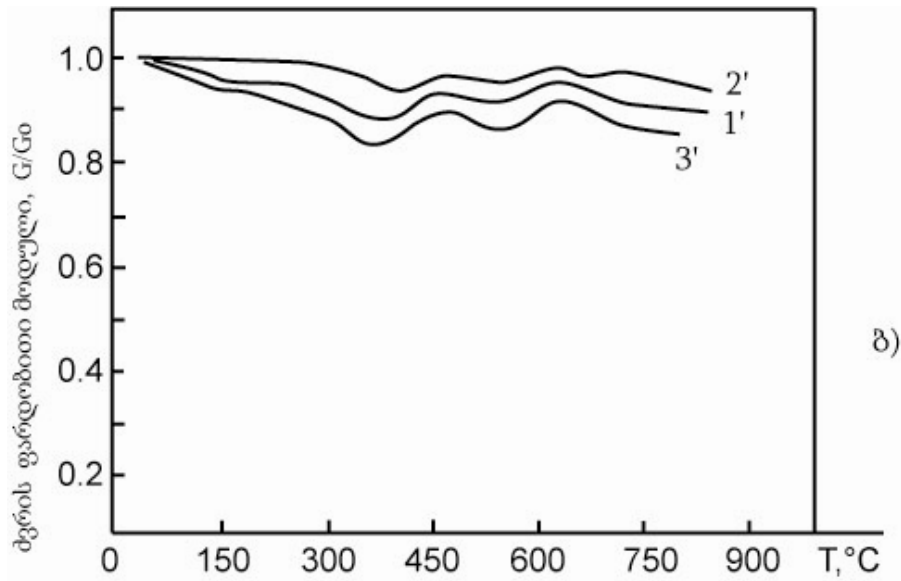
ცხრილი 4.

Si-Ge შენადნობები	მაქს. ტემპ. °C	აქტივ. ენერჯია ევ	სისწ. ფაქტორი, $\nu\text{მ}^{-1}$	ძერის მოდული	
				გაზომვის ტემპ., °C	მნიშვნ. კგ/მმ ²
Si _{0,995} Ge _{0,005} :B ($2 \cdot 10^{17}$ სმ ⁻³) [111]	100	1,0	$5 \cdot 10^{14}$	20	5000
	220	1,35	$8 \cdot 10^{13}$	200	4850
	460	1,70	$4 \cdot 10^{13}$	400	4700
	600	1,85	$8 \cdot 10^{12}$	500	4450
	720	2,15	$2 \cdot 10^{12}$	600	4200
	800	2,45	$7 \cdot 10^{11}$	750	3850
Si _{0,995} Ge _{0,005} :B ($1 \cdot 10^{20}$ სმ ⁻³) [111]	100	1,0	$2 \cdot 10^{14}$	20	4900
	220	1,35	$6 \cdot 10^{13}$	200	4700
	440	1,60	$2 \cdot 10^{13}$	400	4500
	580	1,70	$4 \cdot 10^{12}$	500	4150
	700	2,00	$1 \cdot 10^{12}$	600	4000
	785	2,30	$5 \cdot 10^{11}$	750	3800
Si _{0,98} Ge _{0,02} :B ($1 \cdot 10^{17}$ სმ ⁻³) [111]	100	1,0	$2 \cdot 10^{14}$	20	4700
	220	1,35	$5 \cdot 10^{13}$	200	4600
	445	1,65	$1 \cdot 10^{13}$	400	4400
	590	1,80	$5 \cdot 10^{12}$	500	4250
	695	1,90	$3 \cdot 10^{12}$	600	4050
	780	2,20	$5 \cdot 10^{11}$	750	3700
Si _{0,98} Ge _{0,02} :B ($1 \cdot 10^{20}$ სმ ⁻³) [111]	80-100	1,0	$3 \cdot 10^{14}$	20	4650
	220	1,35	$6 \cdot 10^{13}$	200	4500
	425	1,55	$8 \cdot 10^{13}$	400	4350
	570	1,65	$2 \cdot 10^{12}$	500	4050
	680	1,80	$8 \cdot 10^{11}$	600	3800
	760	2,10	$3 \cdot 10^{11}$	750	3550

2.3.3. დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები [130-132]

დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობები ხასიათდებიან n- ტიპის ელექტროგამტარობით. დარიშხანის ატომებთან Si-Ge შენადნობების კრისტალურ მესერში (ატომური რადიუსი ~2,2Å), წარმოიქმნებიან დრეკადი დეფორმაციის ველები, მათი მოქმედებით გაძლიერებულია ჩანერგვის პოზიციებში არსებული მინარევების დიფუზური აქტიურობა და შეცვლილია სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციის წარმოქმნისა და გადაადგილების ენერგეტიკული პირობები. დენის მატარებლების კონცენტრაციის გაზრდით ხორციელდება დისლოკაციის ბირთვებში გაწყვეტილი ელექტრონული კავშირების ნაწილობრივი კომპენსაცია, რაც იწვევს დისლოკაციების ძვრადობის ამალვას. დარიშხანით ლეგირებულ Si-Ge კრისტალში ერთდროულად მოქმედებენ მალეგირებელი ელემენტის ატომებთან ლოკალიზებული დეფორმაციის ველები და ბმის ელექტრონული ძალები, რომლებიც ამცირებენ პაიერლსის ენერგეტიკულ ბარიერს დისლოკაციების მოძრაობისადმი. ორივე ფაქტორი მნიშვნელოვნად განსაზღვრავს დარიშხანით ლეგირებულ Si-Ge მონოკრისტალებში შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრის თავისებურებებს.

გამოკვლეულია მასიური $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}\text{:As}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები. კრისტალი ორიენტირებულია [111] მიმართულებით. მასში დისლოკაციების სიმკვრივე $5 \cdot 10^4 \text{სმ}^{-2}$ -ია, ხოლო დენის მატარებლების კონცენტრაცია $2 \cdot 10^{17} \text{სმ}^{-3}$. შინაგანი ხახუნის ტემპერატურული სპექტრი რხევების 0,833 სიხშირეზე და რხევითი დეფორმაციაზე $\sim 2 \cdot 10^{-5}$, ხასიათდება ტემპერატურაზე დამოკიდებული შინაგანი ხახუნის ფონით და მაქსიმუმებით 100, 200, 280, 500, 540 და 650°C ტემპერატურებზე (სურ. 8. 1ა).



სურ.8. დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1,2,3) და ძვრის მოდულის (1', 2', 3') ტემპერატურული დამოკიდებულება:

- 1, 1' - საწყისი მდგომარეობა; 2, 2' - მოწვა, 600°C, 5 სთ.;
- 3, 3' - ციკლური დეფორმაცია, 600°C, ციკლების რაოდენობა - 200.

300-800°C ტემპერატურულ დიაპაზონში ერთმანეთზე ზედდებული მაქსიმუმები ქმნიან რხევითი ენერჯიის მაღალი ფარდობითი ინტენსი-

ურობის მქონე სპექტრს, რომლის არსებობა განპირობებულია საცდელი ნიმუშის დეფორმირებული მდგომარეობით. დეფორმაცია ნაწილობრივ იხსნება შინაგანი ხახუნის სპექტრის განმეორებითი გაზომვის პროცესში. მოწვის შედეგად განმეორებითი გაზომვის დროს 15-20%-ით მცირდება მაქსიმუმების ინტენსიურობა. რხევის სიხშირის 5,033-მდე გაზრდა იწვევს მაქსიმუმების გადანაცვლებას მაღალი ტემპერატურებისკენ, რაც ადასტურებს მათ რელაქსაციურ წარმოშობას. სიხშირული წანაცვლების მეთოდით გამოთვლებმა გვიჩვენეს, რომ შინაგანი ხახუნის რელაქსაციური მაქსიმუმები ხასიათდებიან აქტივაციის ენერჯის მნიშვნელობებით 0,90, 1,30, 1,45, 1,65, 1,85 და 2, 60 ევ. რელაქსაციის დროის აბსოლუტურ ტემპერატურაზე ექსპონენციალური დამოკიდებულებებიდან შეფასებულია სიხშირის ფაქტორების მნიშვნელობები, რომლებიც განაწილებულია 10^{11} - 10^{14} წმ⁻¹ სიხშირის ინტერვალში (ცხრილი 5).

შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმი 90°C ტემპერატურაზე ხასიათდება დიდი ნახევარგანით. ეს გარემოება აღნიშნულ ტემპერატურაზე ძაბვის ველში მოძრავი დეფექტების რელაქსაციის დროის სპექტრის არსებობაზე მიუთითებს. ფარდობითი დეფორმაციის $2 \cdot 10^{-5}$ - $1 \cdot 10^{-4}$ არეში რხევების მიღების პროცესი 90°C-ზე დამოუკიდებელია დეფორმაციის ამპლიტუდისაგან. აღნიშნულიდან გამომომდინარე შესაძლებელია, რომ 90°C-ზე რელაქსაციური შინაგანი ხახუნი დაკავშირებულია ძაბვის ზემოქმედებით წერტილოვანი დეფექტების მიგრაციასთან. პროცესის რელაქსაციის დროის განაწილება დაკავშირებულია დეფექტების და არაერთგვაროვანი შინაგანი ძაბვების ურთიერთქმედებასთან, რომლებიც ლოკალიზებულია მალეგირებელი ატომებისა და დისლოკაციების ბირთვების მახლობლობაში.

ძვრის ფარდობითი მოდულის ტემპერატურული დამოკიდებულების გრაფიკზე შინაგანი ხახუნის ინტენსიური მაქსიმუმების ტემპერატურებზე შეინიშნება ჩავარდნები, ანუ ე.წ. ძვრის მოდულის დეფექტები, მათი სიდიდეები შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების ფარდობითი ინტენსიურობის პროპორციულია. (სურ. 8.1ა) 400-450°C, 500-600 და 700°C ტემპერატურებზე შეინიშნება ძვრის მოდულის ზრდა. ის განპირობებულია გახურების პროცესში მექანიკური ძაბვის ველში დინამიურ მექანიკურ

განმტკიცებით. შესაძლებელია აგრეთვე, რომ კრისტალის რეალურ სტრუქტურაში მინდინარეობენ ფაზური გარდაქმნები მითითებულ ტემპერატურაზე.

Si-Ge:As მონოკრისტალის შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების კრიტიკულ ტემპერატურებზე 300-800°C ინტერვალში ძვრის მოდულის დეფექტი ნაკლებია, ვიდრე მოსალოდნელია რელაქსაციური მაქსიმუმების ფარდობითი ინტენსიურობის სიდიდიდან გამომდინარე. ამგვარი გადახრა ადასტურებს გახურების პროცესში კრიტიკული ტემპერატურების მახლობლობაში სტრუქტურის დინამიურ განმტკიცებას.

რეალურია დაუშვათ, რომ გარეშე ძაბვისა და ტემპერატურის ზემოქმედებით ხდება მოძრავი წერტილოვანი დეფექტების გადანაწილება დისლოკაციების მიმართულებით, რომლის შედეგადაც გაიზრდება კოტრელის ატმოსფეროში მინარევების კონცენტრაცია და ნიმუშის სტრუქტურა დინამიურად განმტკიცდება, ვინაიდან მინარევების გავლენით ეფექტურად დამუსრუტდებიან დისლოკაციები.

ვაკუუმში მოწვა 600°C ტემპერატურაზე, 5 სთ-ის განმავლობაში, პრაქტიკულად ახშობს რელაქსაციურ პროცესს 90°C ტემპერატურაზე. შედარებითი ანალიზიდან ჩანს, რომ ანალოგიური მაქსიმუმები არაღეგირებულ და ბორით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში ავლენენ მაღალ თერმულ მდგარდობას.

შეინიშნება დანარჩენი მაქსიმუმების კრიტიკული ტემპერატურების ზრდა 10-20°C-ით. იზრდება ასევე 300-800°C ინტერვალში დეფექტების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯიის მნიშვნელობები. ფართო ტემპერატურულ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა რხევის ამპლიტუდისაგან დამოუკიდებელია $5 \cdot 10^{-5} - 1 \cdot 10^{-4}$ დეფორმაციის შუალედში. ეს აიხსნება დისლოკაციების გარშემო მინარევული ატმოსფეროების დიფუზური გაჯერებითა და დისლოკაციის ბირთვების არეში ჟანგბადის მეტასტაბილური კომპლექსების წარმოქმნით, რომლებიც იწვევენ დისლოკაციების ეფექტურ დამაგრებას. მოწვის პროცესში შეიძლება ადგილი ქონდეს ვაკანსიების უძრავი დისკოსებური გაერთიანებების ფორმირებასა და ზედაპირულ ფენებში არსებული დისლოკაციების სიმკვრივის მკვეთრ შემცირებას. მოწვის შემდეგ მიღებული შინაგანი ხახუნის სპექტრი ავლენს მაღალ თერმულ სტაბილურობას.

ციკლური დეფორმაცია ოთახის ტემპერატურაზე რხევითი დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-3}$ ამპლიტუდაზე იწვევს $20-300^{\circ}\text{C}$ ტემპერატურულ ინტერვალში შინაგანი ხახუნის ფონის ზრდას $\sim 20\%$ -ით. პრაქტიკულად არ იცვლებიან რელაქსაციური მაქსიმუმების ინტენსიურობა და ძვრის მოდულის დეფექტები. 400°C -ზე ციკლური დეფორმაციის შემდეგ შეინიშნება შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობის მკვეთრი ზრდა $300-800^{\circ}\text{C}$ ინტერვალში. დეფორმირებულ კრისტალში ვლინდება შინაგანი ხახუნის ფონის ძლიერი ამპლიტუდური დამოკიდებულება მაღალი ტემპერატურების არეში. ამასთან ერთად შესამჩნევია მაქსიმუმების ურთიერთგადაფარვისა და გაფართოების ტენდენცია, მათი გადაადგილება დაბალი ტემპერატურებისკენ. ეს გარემოება ძლიერადაა დაკავშირებული დარიშხანით ლეგირებულ, ციკლურად დეფორმირებულ ნიმუშებში რელაქსაციის ცენტრების მიგრაციის აქტივაციის ენერჯის შემცირებასთან. დეფორმაციული წარმოშობის რელაქსაციური მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯის შემცირება კი მჭიდროდ არის დაკავშირებული პაიერლსის პოტენციალური ბარიერის ლოკალურ დადაბლებასთან. იგი Si-Ge მონოკრისტალში განპირობებულია დიდი ატომური რადიუსის მქონე გერმანიუმისა და დარიშხანის ატომების ჩანაცვლების პოზიციებში გაჭიმვის დეფორმაციის აღძვრით.

არალეგირებული და, ასევე ბორით ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალებისაგან განსხვავებით, დარიშხანით ლეგირებული $\text{Si}_{0.995}\text{Ge}_{0.005}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონი $80-100^{\circ}\text{C}$ გადანაცვლებულია დაბალი ტემპერატურებისკენ. ამის გამო მაღალტემპერატურული რელაქსაციური მაქსიმუმის ფორმა დამახინჯებულია და ის ბაქანის ფორმით შერწყმულია მკვეთრად მზარდ ფონთან.

მოწვა 800°C ტემპერატურაზე 5სთ-ის განმავლობაში იწვევს ფონური შინაგანი ხახუნის კრიტიკული ტემპერატურის გაზრდას $\cong 60^{\circ}\text{C}$ -ით, ერთდროულად დეფორმაციული წარმოშობის მაქსიმუმები $20-30^{\circ}\text{C}$ -ით გადაინაცვლებენ მაღალი ტემპერატურებისაკენ. მომწვარი ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრში კვლავინდებურად ფონისაგან განცალკევებით ფიქსირდება რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები 60°C -ით ამაღლებულ ტემპერატურებზე.

დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალის ძვრის მოდულის ანომალური ამაღლება და ჩავარდნის სიღრმე განსხვავებულად იქცევიან არალეგირებული და ბორით ლეგირებული Si-Ge კრისტალებთან შედარებით. Si-Ge:As შენადნობის სტრუქტურაში ერთდროულად მოქმედენ დარიშხანისა და გერმანიუმის ატომებთან ლოკალიზებული გამჭიმავი ძაბვები; არალეგირებული Si-Ge შენადნობის კრისტალურ მესერში ასეთივე ლოკალიზებული ძაბვები აღიძვრებიან გერმანიუმის ატომებთან. ბორით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობის კრისტალურ მესერში კი ორი ტიპის ძაბვები აღიძვრებიან – გამჭიმავი გერმანიუმის ატომებთან და შემკუმშავი ძაბვები ბორის ატომების არეებში.

აღსანიშნავია ისიც, რომ Ge და As-Ge კომპლექსები განსხვავდებიან ერთმანეთისაგან თერმული მდგრადობითა და დეფორმაციის ხარისხით, რომელიც მათთან ლოკალიზებულია სილიციუმის ფუძეზე არსებულ ალმასის ტიპის კრისტალურ მესერში. დისლოკაციების სიმკვრივის, ვაკანსიებისა და მალეგირებული ატომების კონცენტრაციის ვარიაციით. შესაძლებელია Si-Ge შენადნობების დამახასიათებელი სტრუქტურული დეფექტების წარმოქმნის, მოძრაობისა და ურთიერთქმედების ენერჯის მიზანმიმართული ცვლილებები, რასაც ავლენს თერმული დამუშავებითა და ციკლური დეფორმაციით გამოწვეული არადრეკადი თვისებების ენერგეტიკული მახასიათებლების ცვლილებების დადგენილი კანონზომიერებანი, რომლებიც წარმოდგენილია ცხრ. 5-ში. ცხრილში მოყვანილია დარიშხანით ფიქსირებულ კონცენტრაციაზე ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები. ანალიზი ცხადად ავლენს გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით აქტივაციის ენერჯის სიდიდეების შემცირებას კრისტალების საწყის და მომწვარ მდგომარეობაში. ციკლურად დეფორმირებულ შენადნობებში გამჭიმავი ძაბვების ურთიერთგადაფარვის ალბათობა და მესრის პარამეტრი იზრდება, სუსტდებიან ატომთაშორის კავშირის კავშირის ძალები, მცირდებიან მექანიკური მოდულებისა და სტრუქტურული დეფექტების წარმოქმნისა და მოძრაობის ენერჯის სიდიდეები.

დარიშხანით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების რელაქსაციური პროცესების აქტივაციური მახასიათებლები

ცხრილი 5

Si-Ge შენადნობები	მაქს. ტემპ. °C			აქტივაციის ენერგია, ევ			აქტივაციის ენერგია, ევ		
	საწყისი მდგომ.	მოწვა 600 °C 5სთ	ციკლ. დეფ. 600°C, $\epsilon=5 \cdot 10^{-3}$	საწყისი მდგომ.	მოწვა 600°C 5სთ	ციკლ. დეფ. 600°C, $\epsilon=5 \cdot 10^{-3}$	საწყისი მდგომ.	მოწვა 600°C 5სთ	ციკლ. დეფ. 600°C, $\epsilon=5 \cdot 10^{-3}$
Si _{0,995} Ge _{0,005} :As (n=1·10 ¹⁷ სმ ⁻³)	100	100	100	0,90	0,90	0,90	5·10 ¹⁴	5·10 ¹⁴	5·10 ¹⁴
	200	200	200	1,30	1,35	1,30	8·10 ¹³	1·10 ¹⁴	1·10 ¹⁴
	380	400	385	1,45	1,50	1,40	3·10 ¹³	6·10 ¹³	5·10 ¹³
	500	515	500	1,60	1,70	1,60	6·10 ¹²	7·10 ¹²	5·10 ¹²
	540	550	530	1,80	1,90	1,75	1·10 ¹²	3·10 ¹²	1·10 ¹²
	650	670	640	2,00	2,15	1,90	7·10 ¹¹	1·10 ¹²	4·10 ¹¹
Si _{0,995} Ge _{0,005} :As (n=1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	80-100	100	100	0,90	0,90	0,90	5·10 ¹⁴	5·10 ¹⁴	6·10 ¹⁴
	200	200	200	1,30	1,35	1,30	7·10 ¹³	7·10 ¹³	7·10 ¹³
	370	390	370	1,45	1,50	1,40	8·10 ¹²	6·10 ¹²	4·10 ¹²
	490	510	485	1,55	1,60	1,55	5·10 ¹²	4·10 ¹²	2·10 ¹²
	530	545	525	1,75	1,80	1,70	1·10 ¹²	8·10 ¹¹	5·10 ¹¹
	640	660	630	1,90	2,10	1,90	7·10 ¹³	4·10 ¹¹	2·10 ¹¹
Si _{0,98} Ge _{0,02} :As (n=1·10 ¹⁷ სმ ⁻³)	100	100	100	0,90	0,90	0,90	5·10 ¹⁴	6·10 ¹³	5·10 ¹⁴
	200	200	200	1,35	1,35	1,30	6·10 ¹³	2·10 ¹³	5·10 ¹³
	380	395	380	1,40	1,50	1,40	1·10 ¹³	7·10 ¹²	1·10 ¹²
	500	515	495	1,55	1,65	1,50	7·10 ¹²	3·10 ¹²	4·10 ¹²
	535	545	530	1,70	0,80	1,70	2·10 ¹²	5·10 ¹¹	1·10 ¹²
	630	650	625	1,90	2,05	1,90	3·10 ¹¹	3·10 ¹⁴	3·10 ¹¹
Si _{0,98} Ge _{0,02} :As (n=1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	80-100	80-100	80-100	0,90	0,90	0,90	3·10 ¹⁴	3·10 ¹⁴	3·10 ¹⁴
	200	200	200	1,35	1,35	1,30	7·10 ¹³	7·10 ¹³	6·10 ¹³
	370	390	380	1,40	1,50	1,35	3·10 ¹²	4·10 ¹²	1·10 ¹²
	490	500	485	1,55	1,75	1,60	6·10 ¹¹	7·10 ¹¹	5·10 ¹¹
	525	640	620	1,85	1,95	1,80	2·10 ¹¹	3·10 ¹¹	1·10 ¹¹
	625	540	530	1,70	1,80	1,75	4·10 ¹¹	6·10 ¹¹	1·10 ¹²

ბორით ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალისაგან განსხვავებით დარიშხანით ლეგირებული Si_{0,995}Ge_{0,005} შენადნობის თერმული დამუშავების შემდეგ ციკლური დეფორმაცია 600°C ტემპერატურაზე მკვეთრად ამადლებს შინაგანი ხახუნის ფონისა და 380°C-ზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის ინტენსიურობასა და ძვრის მოდულის დეფექტის სიდიდეს. დეფორმირებულ მდგომარეობაში ნათლად იკვეთება ძვრის მოდულის ჩაგარდნისა და ანომალური ზრდის ტემპერატურული ინტერვალები, 8·10⁻⁵ სიდიდემდეა დადაბლებული რხევითი დეფორმაციის ამპლიტუდა, რომელზედაც თავს იჩენს კრისტალის არადრეკადი მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულება. დეფორმაციით არ ხდება 100°C ტემპერატურაზე ჩახშობილი რელაქსაციის მაქსიმუმის ინტენსიურობის ზრდა.

დარიშხანით ლეგირება შესაძლებელია ადაბლებს ძვრის მოდულის აბსოლუტურ სიდიდეს. მისი ამაღლება-შემცირების რეგულირება შესაძლებელია მაღალტემპერატურული თერმული დამუშავებისა და ციკლური დეფორმაციის მონაცვლეობითი ზემოქმედებით კრისტალის რეალურ სტრუქტურულ მდგომარეობაზე.

$\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}\text{As}$ შენადნობის შინაგანი ხახუნის სპექტის შემადგენელი დეფორმაციული წარმოშობის მაქსიმუმები გამოკვეთილად ავლენენ ინტენსიურობის დამოკიდებულებას დროზე. 380 და 500°C ტემპერატურებზე დაყოვნებისას მცირდება მაქსიმუმების ინტენსიურობა და 20-25 წთ-ის შემდეგ მიიღწევა ნაჯერობის მდგომარეობა. ამ დროისათვის პირველი მაქსიმუმის ინტენსიურობა 5-10%-ით მცირდება, ხოლო მეორე მაქსიმუმის ინტენსიურობა $\cong 20\%$ -ით არის დადაბლებული.

დაყოვნების პროცესში განსხვავებულად იქცევიან რელაქსაციური მაქსიმუმები 540 და 650°C ტემპერატურებზე. პირველი მათგანის ინტენსიურობა 0,5სთ-ის განმავლობაში 20%-ით იზრდება და შემდგომში ცვლილებას არ განიცდის. 650°C-ზე არსებული მაქსიმუმის ინტენსიურობა უფრო მეტად (~30%) იზრდება და ნაჯერობის მდგომარეობას აღწევს 1,2 სთ-ის შემდეგ. ამაღლებულ ტემპერატურებზე გააქტიურებულია მინარევების ატომების დიფუზია დისლოკაციების ატმოსფეროებიდან კრისტალის სიღრმის მიმართულებით. ეს იწვევს კორტელის ატმოსფეროების გაიშვიათებას, მინარევების დიფუზურ გადანაწილებას დისლოკაციების პარალელურად და პერპენდიკულარულად. ყოველივე აღნიშნული ასუსტებს დისლოკაციების სეგმენტებისა და ღუნვების დამაგრების ცენტრებს, რაც აძლიერებს რხევების ენერჯის გაბნევის პროცესების ინტენსიურობას და ამცირებს მექანიკური მოდულების სიდიდეს.

შედარებით დაბალ ტემპერატურებზე მიმდინარეობს მინარევების ინტენსიური დიფუზია დისლოკაციების ატმოსფეროში და ბირთვების გასწვრივ, რის შედეგადაც მაღალია დისლოკაციების დამუხრუჭების გაძლიერება. ამით აიხსნება დაყოვნების პროცესში მაქსიმუმების დადაბლება 380 და 540°C ტემპერატურებზე.

2.3.4. მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მექანიზმები

ექსპერიმენტული კვლევით დადგენილია, რომ რელაქსაციური მაქსიმუმები 80-100°C და 180-220°C ტემპერატურებზე რხევის ამპლიტუდისაგან დამოუკიდებელია. ცნობილია, რომ მონოკრისტალურ სილიციუმში ბივაკანსიის მოძრაობის აქტივაციის ენერგია 1.0 ევ-ის რიგისაა [133]. ასეთივე სიდიდისაა 100°C ტემპერატურაზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმის აქტივაციის ენერგია. ეს იძლევა საფუძველს 100°C-ზე გამოვლენილი რელაქსაციური პროცესის გამომწვევ მიზეზად მიჩნეულ იქნას ბივაკანსიის მიგრაცია გარეშე ნიშანცვლადი ძაბვის ველში. რელაქსაციის ცენტრები ლოკალიზებულია ელემენტარული უჯრედის საზღვრებში, რასაც ადასტურებს აგრეთვე პროცესის სისშირის ფაქტორის მაღალი მნიშვნელობა.

რელაქსაციური პროცესი 180-220°C ხასიათდება აქტივაციის ენერგიის ~1,35 ევ და სისშირის ფაქტორის $1 \cdot 10^{13} - 5 \cdot 10^{13} \text{ წმ}^{-1}$ სიდიდით. იგი რხევის ამპლიტუდისაგან დამოუკიდებელია, რადგან რხევითი დეფორმაციის ფართო ინტერვალში $1 \cdot 10^{-5} - 5 \cdot 10^{-3}$ პრაქტიკულად არ იცვლება მაქსიმუმის ტემპერატურა, ინტენსიურობა და ნახევარგანი. აღნიშნული სიდიდის აქტივაციის ენერგია დამახასიათებელია ჟანგბადის ატომის და ვაკანსიის წყვილის მოძრაობისათვის [133]. აღნიშნული გარემოების გათვალისწინებით, რომელიც ადასტურებს მითითებული დეფექტების წყვილის თერმული მდგრადობას ~ 300°C ტემპერატურამდე რეალურია მიჩნეულ იქნას 180-220°C ტემპერატურაზე რელაქსაციური პროცესის ელემენტარულ აქტად ჟანგბადის ატომისა და ვაკანსიის წყვილის რხევითი მიგრაცია გარეშე პერიოდული ძაბვის ზემოქმედებით.

300-900°C ტემპერატურულ ინტერვალში გამოვლენილი მაქსიმუმები ხასიათდებიან ინტენსიურობისა და აქტივაციური მახასიათებლების ამპლიტუდური დამოკიდებულებით, რაც რელაქსაციური პროცესების თეორიული წარმოდგენების თანახმად განპირობებულია სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციების მოძრაობით გარეშე მექანიკური ძაბვის ველში. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის ტემპერატუ-

რული სპექტრი მდიდარია რელაქსაციური მაქსიმუმებით. ეს აიხსნება Si-Ge შენადნობების დისლოკაციურ სტრუქტურაში ენერგეტიკულად განცალკევებული შემადგენელი დისლოკაციების არსებობით.

ცნობილია [45], რომ კიდური და ხრახნული ტიპის დისლოკაციებზე ერთეულოვანი (გეომეტრიული) ღუნვის მოძრაობის აქტივაციის ენერგია 1,0 ევ-ის რიგისაა, ხოლო წყვილი ღუნვების წარმოქმნისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგეტიკა განაწილებულია ინტერვალში 2,00-2,50 ევ. დისლოკაციების წარმოქმნისა და მოძრაობის აქტივაციის ენერგიის სპექტრის არსებობა განპირობებულია კრისტალური მესრის პოტენციალურ რელიეფში დისლოკაციაზე მოქმედი შიდა და გარეშე ძაბვის სიდიდეებზე. შიდა ძაბვების განაწილების ერთგვაროვნების ხარისხი და სიდიდე შესაძლებელია განიცდიდეს ცვლილებებს ლეგირებით, დასხივებით, თერმომექანიკური დამუშავებითა და დეფორმაციით.

საცდელ მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში მალეგირებელი კომპონენტის გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით რეალიზებულია ლოკალიზებული ძაბვებისა და დეფორმაციის სიდიდეებისა და განაწილების არაერთგვაროვნების გაზრდა. თვისებებისა და სტრუქტურის ცვლილებები დადასტურებულია დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების აქტივაციური მახასიათებლების სპექტრის გამოვლინებით გერმანიუმის სხვადასხვა კონცენტრაციით შემცველობის Si-Ge შენადნობებში. აღნიშნული გარემოება ართულებს მონოკრისტალური სილიციუმისა და Si-Ge შენადნობების დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმების პარამეტრების ცალსახა შედარებით ანალიზს. დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური მაქსიმუმები 400-900°C ინტერვალში ხასიათდებიან სიხშირის ფაქტორის შედარებით მაღალი სიდიდეებით (10^{11} - 10^{13} წმ⁻¹), რაც აიხსნება გრეხითი რხევების პროცესში რელაქსაციის აქტივ ელემენტარული უჯრედის მოცულობაში დისლოკაციებზე არსებული მკვეთრი ღუნვის მოძრაობის მექანიზმით.

არსებობს ღრმა ანალოგია სილიციუმ-გერმანიუმის შენადნობებში აღმოჩენილ შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებსა და სილიციუმის ძაფისებურ კრისტალებში დეფორმაციის შედეგად წარმოქმნილ შინაგანი ხახუნის სპექტრის მახასიათებლებს შორის [45]. არსებული ანალოგიის საფუძველზე წარმოდგენილია გერმანიუმით, ბორითა და დარიშხანით

ლეგირებული მონოკრისტალური სილიციუმის შინაგანი ხახუნის სპექტრში გამოვლენილი დისლოკაციური ბუნების რელაქსაციური პროცესების მექანიზმები.

ცნობილია [134], რომ სილიციუმში 60-გრადუსიან დისლოკაციაზე გეომეტრიული ღუნვის ჩასახვისა და მიგრაციის ენერგია 10-15%-ით ნაკლებია ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციის გეომეტრიული ღუნვის ასეთივე მახასიათებელთან შედარებით. ამ გარემოების გათვალისწინებით Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის ტემპერატურულ სპექტრში 450 და 570°C –ზე აღმოჩენილი რელაქსაციური პროცესები შესაძლებელია განპირობებულია ერთეულოვანი გეომეტრიული ღუნვების მიგრაციით, შესაბამისად 60-გრადუსიან და ხრახნულ დისლოკაციაზე {111} კრისტალოგრაფიული სიბრტყეთა სისტემაში. 640-750°C ტემპერატურებზე არსებული რელაქსაციური მაქსიმუმები შესაძლებელია გამოწვეულია ძაბვის ველში ხრახნული და 60-გრადუსიანი დისლოკაციებზე ღუნვების წყვილების ჩასახვითა და მიგრაციით.

ბორის შედარებით მაღალი კონცენტრაცია ($\sim 1 \cdot 10^{20}$ სმ⁻³) განაპირობებს მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში დენის მატარებლების - აქცეპტორების მიერ დისლოკაციური ზონების შევსებას, რამაც შესაძლებელია შეასუსტოს დისლოკაციების ბმის ელექტრული ძალები და გამოიწვიოს დისლოკაციების ღუნვების ძვრადობის ამადლება. ეს დასტურდება Si-Ge შენადნობის დისლოკაციური ბუნების მაქსიმუმების აქტივაციის ენერჯიის შემცირებით.

ელექტრულად აქტიური მინარევი დარიშხანი ძლიერ გავლენას ახდენს შინაგანი ხახუნის დისლოკაციური მაქსიმუმების აქტივაციურ მახასიათებლებზე. დარიშხანით ლეგირებული სილიციუმის მონოკრისტალებში პაიერლსის ჯებირის თერმოაქტივირებული გადალახვისას დისლოკაციურ ღუნვებზე ლოკალიზებული ელექტრონული მდგომარეობების შევსების მოდელში შეფასებულია ერთეულოვანი და წყვილი ღუნვების მიგრაციის აქტივაციის ენერჯიის ელექტრონული მდგენელები [45]. ერთეულოვანი ღუნვის მიგრაციის ენერჯიის მიღებული მნიშვნელობები ტოლია – 0,25 და -0,20 ევ., შესაბამისად 60-გრადუსიანი და ხრახნული დისლოკაციებისათვის ორივე ტიპის დისლოკაციაზე წყვილი

დუნვის წარმოქმნის ენერგიაში ელექტრონული მდგენელი შესაბამისად - 0,15 და -0,10 ევ-ს ტოლია.

დარიშხანით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში აღინიშნება 60-გრადუსიან და ხრახნულ დისლოკაციებზე ერთეულოვანი დუნვების მიგრაციის ენერგიაში ელექტრონული მდგენელის შემცირება - 0,20 და -0,15 ევ-მდე. აღნიშნულ დისლოკაციებზე ელექტრონული მდგენელის წილი წყვილი დუნვების ჩასახვის ენერგიაში შეადგენს $\approx -0,10$ ევ-ს.

მერხევი დისლოკაციის სიგრძის საშუალო სიდიდე განისაზღვრავს ცნობილი გამოსახულებით [135]:

$$Q_{\max}^{-1} \cong N \cdot L^3 / 24 \quad (20)$$

სადაც N – დისლოკაციების სიმკვრივეა; Q_{\max}^{-1} - დისლოკაციებზე წყვილი დუნვების წარმოქმნით განპირობებული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის სიმაღლე; L - დისლოკაციის სეგმენტის საშუალო სიგრძე.

მონოკრისტალურ Si-Ge სილიციუმის შენადნობებში დისლოკაციების სიმკვრივე შეადგენს $\sim 1 \cdot 10^5 \text{ სმ}^{-2}$, ხოლო 750°C ტემპერატურაზე შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმის სიმაღლე ტოლია $\approx 40 \cdot 10^{-3}$. მაქსიმუმის ტემპერატურაზე მაღალ ამპლიტუდური ციკლური დეფორმაცია იწვევს მისი ინტენსიურობის ზრდას $60 \cdot 10^{-3}$ -მდე, მერხევი დისლოკაციის სიგრძე კი შესაბამისად $1,4 \cdot 10^{-3}$ სმ-ის ტოლია.

მიღებული ექსპერიმენტული მონაცემების საშუალებით განსაზღვრულია 60-გრადუსიანი დისლოკაციებზე წყვილი დუნვის ჩასახვის პაიერლსის ძაბვის სიდიდე [135]:

$$\tau_p^0 = \frac{n^1}{8} \left(\frac{b}{a}\right)^3 \cdot \left(\frac{H}{Gb}\right)^2 \cdot G \quad (21)$$

სადაც $b = \frac{1}{2} a_{[110]} = \frac{a\sqrt{2}}{2}$ - 60- გრადუსიანი დისლოკაციის ბიურგერსის ვექტორია; G -ძერის მოდული, $H=2.45$ ევ, არის 750°C – ტემპერატურაზე მაქსიმუმის აქტივაციის ენერგია, რომელიც ამავე ტემპერატურაზე პერიოდული ძაბვის ველში წყვილი დუნვის ჩასახვის ენერგიის ტოლია. შესაბამისი მნიშვნელობების ჩასმით მიიღება $\tau_p^0 = 1,9 \cdot 10^{-2} G$. წყვილი დუნვის სიგანე W განსაზღვრულია ცნობილი ფორმულით [136]:

$$W = \frac{1}{2\sqrt{2}} \cdot \left(\frac{a}{b}\right)^{1/2} \cdot \left(\frac{G}{\tau_p^0}\right)^{1/2} \cdot b \quad (22)$$

საიდანაც წყვილი ღუნვის სიგანე – $W=3b$.

დარიშხანით ლეგირებულ მონოკრისტალებში შემცირებულია 60-გრადუსიან დისლოკაციის პარამეტრები. მართლაც როგორც ექსპერიმენტებმა აჩვენეს, 60-გრადუსიანი დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვის წარმოქმნით განპირობებული შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმი გადაადგილდება დაბალი ტემპერატურებისაკენ და ხასიათდება საშუალო სიმაღლით $80 \cdot 10^{-3}$ და აქტივაციის ენერგიით 1,9-2,0 ევ. დისლოკაციის სიმკრივე სტრუქტურაში შეადგენს $5 \cdot 10^4 \text{ სმ}^{-2}$.

ამ მახასიათებლების გათვალისწინებით მიიღება შემდეგი მნიშვნელობები:

- ა) მერხვეი დისლოკაციის საშუალო სიგრძე $L \sim 1,5 \cdot 10^{-2}$ სმ,
- ბ) პაიერლსის ძაბვა $\tau_p^0 = 1,6 \cdot 10^{-2} G$,
- გ) წყვილი ღუნვის სიგანე $W \approx 4b$,

შინაგანი ხახუნის მეთოდის მაღალი მგრძობიარობა იძლევა ინფორმაციას სხვადასხვა დისლოკაციების მოძრაობასთან დაკავშირებულ მექანიკური ენერჯის დანაკარგების მექანიზმების შესახებ და შესაძლებელია დადგენილ იქნას 60-გრადუსიანი და ხრახნული დისლოკაციების მოძრაობის აქტივაციური მახასიათებლები. მათი საშუალებით შესაძლებელია განისაზღვროს დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრები, შესწავლილ იქნას თერმული დამუშავების, ბორისა და დარიშხანის კონცენტრაციის გავლენა დისლოკაციების მოძრაობის კანონზომიერებაზე. დისლოკაციური სტრუქტურის პარამეტრები წარმოდგენილია ცხრილში 6.

არალეგირებულ მონოკრისტალურ Si-Ge შენადნობებში მაღალი ინტენსიურობის დისლოკაციური მაქსიმუმების და შინაგანი ხახუნის ექსპონენციალური ფონის თერმული სტაბილურობა განპირობებულია წერტილოვანი დეფექტებისა და დისლოკაციური სტრუქტურის მდგრადობით. ეს გარემოება მეტყველებს მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ელექტროფიზიკური და სტრუქტურულად-მგრძობიარე ფიზი-

კურ-მექანიკური თვისებების თერმული მდგრადობის ამადლების პოტენციურ შესაძლებლობებზე.

დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმებისა და მასთან დაკავშირებულ დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვების მახასიათებლები ცხრილი 6.

მონოკრისტალების ნიმუშები	დისლოკაციის ტიპი	ტემპერატურა, °C	აქტივაციის ენერჯია, ევ	სისშირის ფაქტორი, ν^{-1}	პაიერლსის დაბვა, $10^{-2}G$	წყვილი ღუნვის სიგანე, b
$Si_{0.995}Ge_{0.005}$	ხრახუნული 60 ⁰ -იანი	670	2.10	$2 \cdot 10^{12}$	1.45	3.5
		740	2.40	$9 \cdot 10^{11}$	1.90	3.0
$Si_{0.995}Ge_{0.005}:As$ (10^{20} სმ ⁻³)	ხრახუნული 60 ⁰ -იანი	540	1.85	$1.5 \cdot 10^{12}$	1.13	4.0
		670	2.10	$3.5 \cdot 10^{12}$	1.45	3.5
$Si_{0.98}Ge_{0.02}$ p-ტიპი	ხრახუნული 60 ⁰ -იანი	575	1.95	$2.5 \cdot 10^{12}$	1.15	3.7
		730	2.20	$3 \cdot 10^{12}$	1.60	3.3
$Si_{0.98}Ge_{0.02}:As$ (10^{20} სმ ⁻³)	ხრახუნული 60 ⁰ -იანი	530	1.70	$6.3 \cdot 10^{11}$	1.00	4.2
		620	1.95	$6 \cdot 10^{11}$	1.05	3.7

ამასთან ერთად მიღებულ ექსპერიმენტულ შედეგებს აქვს დიდი მნიშვნელობა დისლოკაციური სტრუქტურის ფორმირების, გარდაქმნის და მათ წერტილოვან დეფექტებთან ურთერთქმედებით განპირობებულ ფიზიკური პროცესების ანალიზისათვის. მიღებული შედეგები შეიძლება გამოყენებულ იქნას მასიური Si-Ge კრისტალების ფუძეზე ფუნქციონალური მოწყობილობის დამუშავების რეჟიმების შესარჩევად, აგრეთვე მონოკრისტალური ლეგირებული Si-Ge შენადნობების ფუძეზე დამუშავებული მასალებისა და მოწყობილობების თვისებათა პროგნოზირებასა და მართვაში.

2.3.5. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება

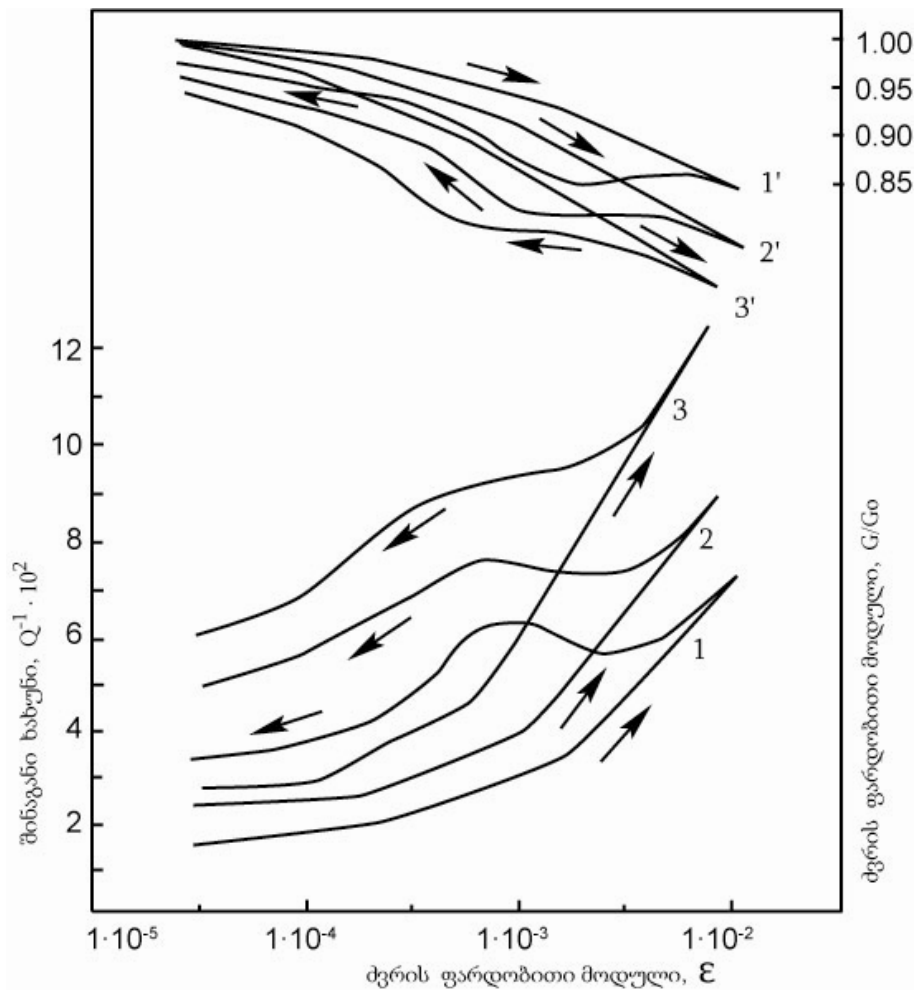
მყარ სხეულებში დისლოკაციების მოძრაობის მექანიზმებს განსაზღვრავს პაიერლსის კრისტალური რელიეფის ამპლიტუდა. მისი სიდიდე შესაძლებელია დადგინდეს შინაგანი ხახუნის მეთოდით. პაიერლსის დაბვის ამპლიტუდა რეალურ სტრუქტურაში განსხვავებულია მისი ჭეშ-

მარიტი სიდიდისაგან, რადგანაც დისლოკაციების ირგვლივ არსებული მინარევების ატმოსფეროები, ასევე სტრუქტურაში სტატისტიკურად განაწილებული ცალკეული მინარევები და ვაკანსიები გავლენას ახდენენ კრიტიკული ძაბვის სიდიდეზე.

რხევების მცირე სიდიდის ამპლიტუდაზე წერტილოვანი დეფექტები და მათი კომპლექსები დისლოკაციების ბირთვის მახლობლობაში განსაზღვრავენ მერხევი დისლოკაციური სეგმენტის სიგრძესა და დამაგრების ენერჯის სიდიდეს. წერტილოვანი დეფექტების დრეკადი ველები იწვევენ დისლოკაციის ხაზის ლოკალურ გამრუდებას და დისლოკაციაზე ღუნვის წარმოქმნას. ღუნვის გადაადგილება ძაბვის ველში წარმოადგენს დისლოკაციის მოძრაობის ელემენტარულ აქტს პაიერლსის მაღალ პოტენციალურ რელიეფში. შედარებით დაბალი ამპლიტუდური დეფორმაციის ზემოქმედებით დისლოკაციური სეგმენტი მოწყდება ბირთვში მყოფ დამაგრების წერტილოვან ცენტრს (მინარევის ატომი, კომპლექსები), ხოლო მაღალამპლიტუდურ დეფორმაციაზე დისლოკაციური სეგმენტი განთავისუფლდება მინარევების ატმოსფეროში დამუხრუჭებისგან.

Si-Ge შენადნობების სტრუქტურაში არაერთგვაროვნად განაწილებული მალეგირებელი კომპონენტის-გერმანიუმის ატომებთან წარმოქმნილია ლოკალური გაჭიმვის დეფორმაციის არეები. ლოკალიზებული დეფორმაციის არსებობა დამახასიათებელია ტექნოლოგიური მინარევებისათვის (O_2 , N_2 , C და ა.შ.) კრისტალურ მესერსა და დისლოკაციების ატმოსფეროებში სილიციუმის ალმასის ტიპის სტრუქტურაში. აღნიშნულიდან გამომდინარე მოსალოდნელია მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის დინამიური მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან რთული ხასიათის დამოკიდებულების არსებობა.

მართლაც, მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობები ოთახის ტემპერატურაზე ხასიათდებიან შინაგანი ხახუნის და ძვრის მოდულის რხევის ამპლიტუდისაგან მრავალსტადიური დამოკიდებულებით. $Si_{0.995}Ge_{0.005}$ შენადნობის [111] კრისტალოგრაფიული ორიენტაციის ნიმუშის შინაგანი ხახუნის სპექტრი შედგენილია სამი, ერთმანეთისაგან განსხვავებული ამპლიტუდური დეფორმაციის დიაპაზონისაგან (სურ.9).



სურ. 9. მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1, 2, 3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2', 3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება.

პირველ დიაპაზონში ($5 \cdot 10^{-5} - 4 \cdot 10^{-4}$) შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობა დაბალია და იგი სუსტად იზრდება რხევის ამპლიტუდის პროპორციულად. $4 \cdot 10^{-4}$ ამპლიტუდურ დეფორმაციაზე იწყება შინაგანი ხახუნის ძლიერი ხაზოვანი ზრდა, რომელიც გრძელდება რხევის ამპლიტუდის $3 \cdot 10^{-3}$ სიდიდემდე. ამპლიტუდის შემდგომი ზრდისას შინაგანი ხახუნი მკვეთრად იზრდება ხარისხოვანი ფუნქციის კანონზომიერებით. ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში არაღეგირებული Si-Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ცვლილება ხორციელდება წრფივად, ხოლო მკვეთრად არაწრფივად ამპლიტუდური დეფორმაციის მაღალ დიაპაზონში.

პირველი კრიტიკული ამპლიტუდა შეესაბამება კრიტიკულ ძაბვას, რომლის ზემოქმედებით დისლოკაციაზე არსებული მერხევი სეგმენტი

მოწყდება სუსტ წერტილოვან ცენტრს. ასეთი ცენტრებია ერთეულოვანი ვაკანსია, მინარევის ატომი და მათი მარტივი კომპლექსები. აღსანიშნავია, რომ პირველ კრიტიკულ დეფორმაციამდე ადგილი აქვს მხოლოდ დისლოკაციური სეგმენტის გამრუდებას (ამოზნეჭილობას), რაც 2-5 ატომთაშორის მანძილზე ხორციელდება და შექცევადი ხასიათისაა, რადგანაც რხევის შეწყვეტის შემდეგ მერხევი დისლოკაციური სეგმენტი პრაქტიკულად უბრუნდება საწყის ენერგეტიკულ მდგომარეობას.

აღსანიშნავია ასევე ის გარემოება, რომ პირველი ამპლიტუდის ზედა დიაპაზონში მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდამდე დისლოკაციის მოწყვეტა არ ნიშნავს მის სრულ განთავისუფლებას დამამუხრუჭებელი ძალებისაგან. ამპლიტუდის მორიგი შემცირებისას წრფივი დაჭიმულობის ძალები სეგმენტს კვლავ დააბრუნებენ საწყისი კონფიგურაციის მდგომარეობაში. ასეთ პირობებში შინაგანი ხახუნის მნიშვნელობები ამპლიტუდების ზრდისა და შემცირების დროს პრაქტიკულად იდენტური არიან.

შინაგანი ხახუნის შეუქცევადი ზრდის ტენდენცია ვლინდება მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე და ძლიერდება უფრო მაღალ ამპლიტუდაზე. უკუსვლის გრაფიკზე ფიქსირდება ანომალურად მაღალი ინტენსიურობის შინაგანი ხახუნის განიერი მაქსიმუმი, რომლის დაბალი ამპლიტუდური ფონის ინტენსიურობა 1,5-2ჯერ მაღალია საწყისი მდგომარეობის ფონთან შედარებით. ამის შემდგომ დაყოვნების გარეშე მზარდი ამპლიტუდის პირობებში გაზომვებმა აჩვენეს პირველ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობის უფრო მეტად ამაღლება და პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის საგრძნობლად შემცირება. მცირდება ასევე მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდე. პრაქტიკულად არ იცვლება პირველ და მეორე ამპლიტუდათა შორის არსებულ დიაპაზონში შინაგანი ხახუნის ზრდის სიჩქარე, იგი უფრო მკვეთრია მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის ზედა დიაპაზონში. ამ უკანასკნელიდან უკუსვლისას ვლინდება კიდევ უფრო მაღალი ინტენსიურობის ჰისტერეზისი მაქსიმუმის ფორმით. კიდევ უფრო მაღალია განსხვავება დეფორმირებულ და არადეფორმირებულ მდგომარეობათა შესატყვისი შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობებში დაბალ ამპლიტუდათა დიაპაზონში.

ნებისმიერი სიმეტრიისა და ატომთაშორისი კავშირის ძალების მქონე კრისტალში მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე იწყება დისლოკაციის მოწყვეტა დამაგრების ძლიერი ცენტრებიდან და მისი გადაადგილება დიდ მანძილზე (რამდენიმე ათეული მესრის პარამეტრი). შესაძლებელია ასევე ახალი დისლოკაციების წარმოქმნა. რხევების შეწყვეტის შემდეგ დისლოკაციის მონაკვეთი არ უბრუნდება საწყის მდგომარეობას. იგი დამაგრდება ახალ ცენტრებთან ან პირვანდელთან, რომელთაც დიფუზიის გზით გადაინაცვლეს დისლოკაციის მიმართულებით. აღნიშნული მდგომარეობა შესაძლებელია დაგახასიათოდ როგორც მიკროპლასტიური დეფორმაცია, რომელზედაც ხდება ახალი დისლოკაციების წარმოქმნა და არსებული დისლოკაციების მოწყვეტა დისლოკაციების ურთიერთგადაკვეთის კვანძებიდან.

მაღალ ამპლიტუდური ზემოქმედების შემდეგ მცირდება ამპლიტუდების პირველი და მეორე კრიტიკული სიდიდეები. იზრდება გრძელი დისლოკაციური სეგმენტების რაოდენობა და მათი წვლილი შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობაში. შესუსტებულია მათი ბმა წერტილოვანი დეფექტების მიერ, რაც წარმოადგენს კრიტიკული ამპლიტუდების შემცირების ერთ-ერთ არსებით მიზეზს.

გერმანიუმის შედარებით მაღალი შემცველობის Si-Ge შენადნობში შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ხასიათი პრაქტიკულად უცვლელია. გამოვლენილია კრიტიკული ამპლიტუდების შემცირების ტენდენცია. აღნიშნულიდან გამომდინარე დასტურდება, რომ გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდა იწვევს დისლოკაციების სუსტი და ძლიერი დამაგრების ცენტრების დამამუსრუტებელი მოქმედების შესუსტებას: აღსანიშნავია, რომ გერმანიუმის ატომების გავლენა პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის სიდიდეზე უფრო სუსტია, მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის შემცირებასთან შედარებით. სილიციუმის კრისტალურ მესერში ურთიერთქმედების მაღალი ენერჯის გავლენით წარმოიქმნებიან Ge-O კომპლექსები, რომლითა კონცენტრაცია გერმანიუმის კონცენტრაციული ცვლილებების პირობებში პრაქტიკულად არ იცვლება. ამის გამო პრაქტიკულად არ შეიცვლება დისლოკაციების ატმოსფეროებში და კრისტალურ მესერში მყოფი Ge-O კომპლექსების დისლოკაციებზე დამამუსრუტებელი მოქმედების ინტენსიურობა. ამით

ახსენება პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის შედარებით სუსტად შემცირება გერმანიუმის შემცველობის ზრდის პირობებში .

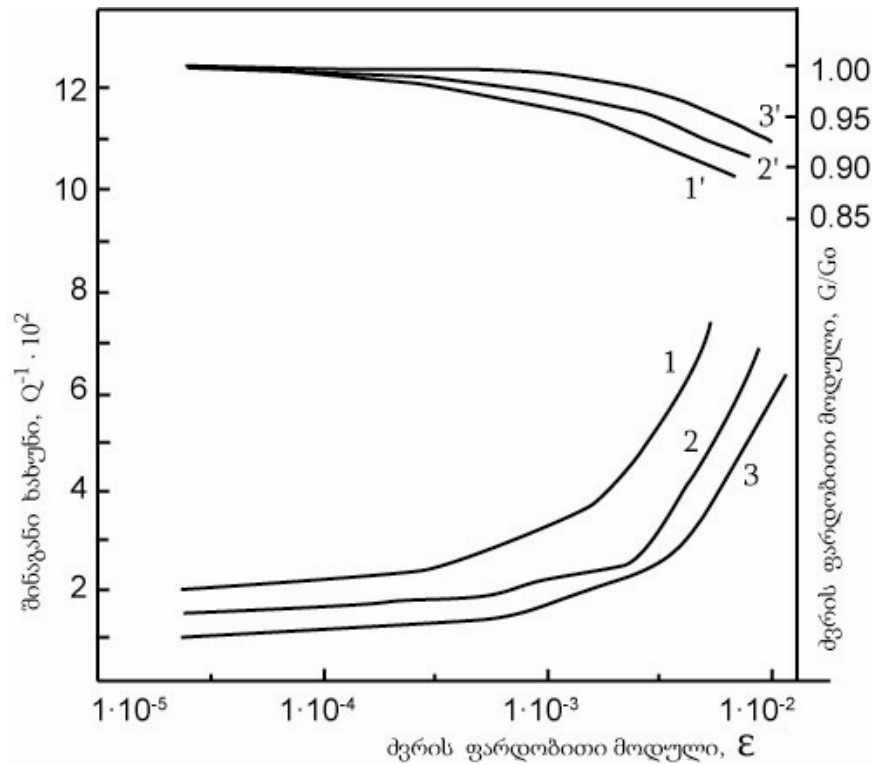
მეორე კრიტიკული ამპლიტუდა დაკავშირებულია დისლოკაციების გადაკვეთით წარმოქმნილი კვანძებიდან დისლოკაციური სეგმენტის მოწყვეტასთან. კვანძში შესაძლებელია მოთავსდეს დისპერსული ფაზა ან კომპლექსი, რითაც გაძლიერდება დისლოკაციის ბმა. გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლებით ნაცვლად გაძლიერებისა ადგილი აქვს დისლოკაცია-კვანძის ურთიერთქმედების შესამჩნევ შესუსტებას. ეს მოწმობს დამამუხრუჭებელი ფაზების არ არსებობაზე კვანძების არეებში. და, როგორც ექსპერიმენტები ადასტურებენ კვანძების მოქმედების შესუსტება დაკავშირებულია კრისტალური მესრის პარამეტრის გაზრდასთან გერმანიუმის კონცენტრაციის ამაღლების პირობებში.

რხევის ამპლიტუდის ფართო დიაპაზონში ასევე მრავალსტადიური ცვლილება ახასიათებს ძვრის მოდულს (სურ.9.ბ). მისი ცვლილება ამპლიტუდური დეფორმაციის მეორე კრიტიკული სიდიდიდან შეუქცევადია შენადნობის სტრუქტურაში მიკროპლასტიკური დეფორმაციის განვითარების გამო. ძვრის მოდულის ანომალური შემცირება და მისი გაჯერების მასშტაბები იზრდება გერმანიუმის კონცენტრაციის გაზრდით, რაც მიუთითებს არსებით ენერგეტიკულ ცვლილებებზე Si-Ge შენადნობების დისლოკაციურ სტრუქტურაში.

ბორით სუსტად ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ სპექტრში არალეგირებული შენადნობის ანალოგიურად გამოვლენილია კრიტიკული ამპლიტუდის ორი მნიშვნელობა. ორივე მათგანი ამაღლებულია არალეგირებულ შენადნობთან შედარებით. კრიტიკულ ამპლიტუდათა შორის არსებული ამპლიტუდებიდან უკუსვლისას პირველი კრიტიკული ამპლიტუდის არეში ვლინდება უმნიშვნელო სიდიდის განსხვავება შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობებს შორის. იგი მთლიანად ქრება დაბალი ამპლიტუდების დიაპაზონში. მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე უფრო მაღალი ამპლიტუდიდან შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების უკუსვლის გრაფიკზე დაფიქსირებულია საგრძნობლად მაღალი ინტენსიურობის შინაგანი ხახუნი, რომელიც დაკავშირებულია მიკროპლასტიურ დეფორმაციასთან რხევის ამპლიტუდის ამაღლების პროცეს-

ში. შედარებით დაბალი ამპლიტუდების არეში გამოვლენილია შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობის ნაზრდი ანუ ჰისტერეზისი. მის ნულოვან ღონემდე შემცირებისათვის შენადნობი 400°C ტემპერატურაზე უნდა მოიწვას $1,5\text{სთ}$ -ის განმავლობაში.

ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების ძვრის ფარდობითი მოდულისა და შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულებები წარმოდგენილია სურ.10-ზე.



სურ.10. ბორით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნისა (1, 2, 3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2', 3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება.

- 1, 1' - $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}$; 2, 2' - $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}\text{:B}$ ($2 \cdot 10^{17} \text{ სმ}^{-3}$);
3, 3' - $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}\text{:B}$ ($1 \cdot 10^{20} \text{ სმ}^{-3}$).

აღსანიშნავია, რომ ცალკეულ უბნებზე შინაგანი ხახუნის გრაფიკის დახრილობა პრაქტიკულად არ იცვლება. იგი იდენტურია მრავალჯერადი გაზომვის შედეგებში დეფორმაციის $\epsilon < \epsilon_{კრ2}$ დიაპაზონში, რაც ნიშნავს, რომ რხევების ამპლიტუდების საშუალო დიაპაზონში ციკლური დეფორმაციებით არ ხდება დისლოკაციის სტრუქტურაში არსებითი ცვლილებები, ანუ ადგილი არა აქვს დისლოკაციების

დამაგრების ცენტრებიდან მოწყვეტასა და მოძრაობის ენერგეტიკული პარამეტრების მკვეთრად შემცირებას.

მეორე კრიტიკულ ამპლიტუდაზე უფრო მაღალი ამპლიტუდიდან უკუსვლისას შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე ჩნდება პირველად ციკლთან შედარებით ძლიერად გამოსახული შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისი. ამ შემთხვევაში მეტად დიდია განსხვავება გრაფიკის აღმასვლისა და შემცირების შტოებს შორის რხევების ამპლიტუდათა დაბალ დიაპაზონში ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$). მისი სრული ჩახშობა შესაძლებელია მოწვიტ 400°C-ზე (0,5სთ). ექსპერიმენტულად დადგენილია, რომ ბორით ლეგირებულ Si-Ge შენადნობებში მიკროპლასტიური დეფორმაცია ლოკალურ მოცულობაში შესაძლებელია განხორციელდეს გაცილებით მაღალ კრიტიკულ ამპლიტუდაზე. ამ პირობებში გამოვლენილი ჰისტერეზისის ჩახშობისათვის მოწვიტის დროის ინტერვალის გაზრდას განაპირობებს ჰისტერეზისულ შინაგან ხახუნში მონაწილე დეფექტების დიფუზური აქტიურობის შემცირება კრისტალური მესრის შემკუმშავი ძაბვების გავლენით.

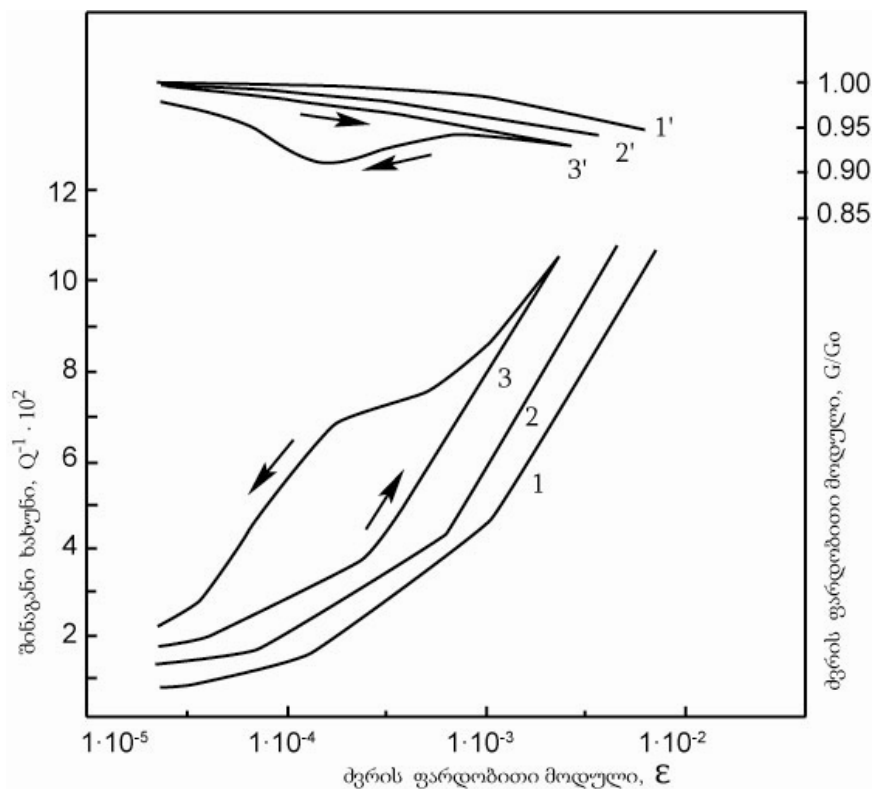
ანალოგიურად შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულიც განიცდის ანომალურ ცვლილებებს რხევის ამპლიტუდის ფართო ინტერვალში, ძვრის მოდულის ფარდობითი მნიშვნელობის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გამოვლენილია ორი კრიტიკული წერტილი, რომელიც ემთხვევა შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ მნიშვნელობებს. ძვრის მოდული სხვადასხვა სიჩქარით მცირდება ამპლიტუდათა დაბალ, შუალედურ და მაღალ დიაპაზონებში უკუსვლის გრაფიკი $G/G_0(\epsilon)$ დამოკიდებულებებზე აღმასვლის შტოს ქვემოთ არის, რაც ნიშნავს, რომ მაღალ ამპლიტუდებზე სტრუქტურაში განხორციელდა მიკროპლასტიური დეფორმაცია, ამადღა ბმისაგან განთავისუფლებული დისლოკაციების ძვრადობა, შესაბამისად, შესუსტდა ატომთაშორისი კავშირის ძალები, რის შედეგადაც ძვრის მოდული შემცირდა. განმეორებითი გაზომვისას რხევის ამპლიტუდათა ზრდისა და შემცირების ციკლში ძვრის მოდულის ჰისტერეზისული ცვლილება კიდევ უფრო აშკარაა, რაც მიგვანიშნებს, რომ კვლავინდებურად ადგილი აქვს მიკროპლასტიურ დეფორმაციას. ძვრის მოდულის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე გამოვლენილი ჰისტერეზისი მოწვიტ

400°C ტემპერატურაზე მთლიანად ჩაიხშობა იმავე დროში, რაც აუცილებელია შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდური დამოკიდებულების ჰისტერეზისის სრული ლიკვიდაციისათვის. ძვრის მოდულის ჰისტერეზისის კვლავინდებურად გამოვლენისათვის აუცილებელია მაღალამპლიტუდური მრავალჯერადი (~200) ციკლური დეფორმაცია მაღალ ტემპერატურებზე ($\geq 600^{\circ}\text{C}$).

ბოროთ ლეგირებულ კრისტალებში განსხვავებით არალეგირებული კრისტალებისაგან პირველი და მეორე კრიტიკული ამპლიტუდების შემცირება გერმანიუმის მაღალ კონცენტრაციებზე არამკვეთრია, რაც ლეგირებული კრისტალის განმტკიცებაში მონაწილე დეფექტების მაღალ თერმულ მდგრადობასა და სიმტკიცეზე მიუთითებს.

დარიშხანით ლეგირებული $\text{Si}_{0.99}\text{Ge}_{0.01}$ შენადნობების შინაგანი ხახუნის ამპლიტუდურ დამოკიდებულებაზე დაფიქსირებულია რხევის ამპლიტუდის ორი კრიტიკული მნიშვნელობა. ორივე მათგანი მცირეა არალეგირებულ და, განსაკუთრებით ბოროთ ლეგირებულ კრისტალების ანალოგიურ პარამეტრებთან შედარებით. მეორე კრიტიკული ამპლიტუდის ზედა ინტერვალიდან უკუსვლის გრაფიკზე გამოვლენილია მაქსიმუმი, რომლის ინტენსიურობა მეტია ამპლიტუდის ზრდის პირობებში რეგისტრირებული შინაგანი ხახუნის ინტენსიურობაზე ე.ი. აღნიშნულ შემთხვევაშიც ადგილი აქვს შინაგანი ხახუნის ჰისტერეზისს. იგი ასევე მაღალ ამპლიტუდებზე განვითარებული მიკროპლასტიური დეფორმაციის შედეგია.

დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობის შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ჰისტერეზისული ცვლილება ამპლიტუდური დეფორმაციის შედარებით დაბალ სიდედეებზეა გამოვლენილი (სურ.11.)



სურ.11. დარიშხანით ლეგირებული Si-Ge შენადნობების შინაგანი ხახუნის (1, 2, 3) და ძვრის ფარდობითი მოდულის (1', 2', 3') ამპლიტუდური დამოკიდებულება.
 1, 1' - $\text{Si}_{0,995}\text{Ge}_{0,005}:\text{As}$; 2, 2' - $\text{Si}_{0,99}\text{Ge}_{0,01}:\text{As}$;
 3, 3' - $\text{Si}_{0,98}\text{Ge}_{0,02}:\text{As}$.

Si-Ge შენადნობების დისლოკაციური შინაგანი ხახუნის პარამეტრები და დრეკადობის ზღვრის სიდიდეები წარმოდგენილია ცხრილში 7.

წარმოდგენილი შედეგების ანალიზიდან ჩანს, რომ დაბალი კონცენტრაციის ბორით ლეგირება ცალსახად ზრდის კრიტიკული ამპლიტუდური დეფორმაციისა და დრეკადობის ზღვრის სიდიდეებს. ეს აიხსნება კრისტალური მესრის შეკუმშვით მცირე ატომური რადიუსის ბორის ატომების არეში. ბორის მაღალი კონცენტრაციის შემთხვევაში დრეკად დეფორმაციასთან ერთად დისლოკაციების მოძრაობას განსაზღვრავენ ელექტრული ძალები. მათი ზემოქმედება ასუსტებს სივრცულ კოვალენტურ კავშირებს, ახდენს მასალის “მეტალიზაციას”, რომლის შედეგადაც მცირდება მექანიკური თვისებების მახასიათებლები.

მონოკრისტალური Si-Ge შენადნობების დინამიური
მექანიკური მახასიათებლები

ცხრილი 7

Si-Ge შენადნობები	I კრიტიკული ამპლიტუდა	II კრიტიკული ამპლიტუდა	ძვრის მოდული, კგ/მმ ²	დრეკადობის I ზღვარი, კგ/მმ ²	დრეკადობის II ზღვარი, კგ/მმ ²
Si _{0,995} Ge _{0,005}	4·10 ⁻⁴	3·10 ⁻³	4900	1,96	14,7
Si _{0,99} Ge _{0,001}	3·10 ⁻⁴	1·10 ⁻⁴	4750	1,42	4,75
Si _{0,98} Ge _{0,02}	1·10 ⁻⁴	8·10 ⁻⁴	4600	0,46	3,68
Si _{0,995} Ge _{0,005} :B (2·10 ¹⁷ სმ ⁻³)	6,5·10 ⁻⁴	5·10 ⁻³	5000	3,25	25,0
Si _{0,99} Ge _{0,01} :B (2·10 ¹⁷ სმ ⁻³)	4·10 ⁻⁴	3·10 ⁻³	4850	1,94	14,55
Si _{0,98} Ge _{0,02} :B (2·10 ¹⁷ სმ ⁻³)	3·10 ⁻⁴	2,5·10 ⁻³	4700	1,41	11,75
Si _{0,995} Ge _{0,005} :B (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	3·10 ⁻⁴	1·10 ⁻³	4900	1,47	4,9
Si _{0,99} Ge _{0,01} :B (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	1·10 ⁻⁴	7·10 ⁻⁴	4800	0,48	3,36
Si _{0,98} Ge _{0,02} :B (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	7·10 ⁻⁵	5·10 ⁻⁴	4650	0,32	2,32
Si _{0,995} Ge _{0,005} :As (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	2·10 ⁻⁴	7·10 ⁻⁴	4550	0,91	3,19
Si _{0,99} Ge _{0,01} :As (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	7·10 ⁻⁴	5·10 ⁻⁴	4400	0,31	2,2
Si _{0,98} Ge _{0,02} :As (1·10 ²⁰ სმ ⁻³)	4·10 ⁻⁵	3·10 ⁻⁴	4300	0,17	1,29

დარიშხანის დაბალ კონცენტრაციებზე (10¹⁵-10¹⁷სმ⁻³) ასევე ხორციელდება სუსტად გამოკვეთილი Si-Ge შენადნობების დინამიური მექანიკური განმტკიცება, რასაც განაპირობებს დიდი რადიუსის მქონე დარიშხანის ატომებთან ლოკალიზებული ვაჭიმვის დეფორმაციის ველები.

დასკვნა

1. შესწავლილია ჩოხრაღსკის მეთოდით მიღებული ნახევარგამტარული მონოკრისტალური $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x \leq 0,05$) მყარი ხსნარების მიკროსტრუქტურა.
 - ნახვენებია, რომ არაღეგირებული მონოკრისტალები ხასიათდებიან (111) სიბრტყეებზე ერთგვაროვნად განაწილებული დისლოკაციების სიმკვრივის $5 \cdot 10^2 - 1 \cdot 10^3 \text{ სმ}^{-2}$ სიდიდებით;
 - დადგენილია, რომ ბორითა და დარიშხანით ლეგირება ახდენს დისლოკაციების არაერთგვაროვან განაწილებასა და სიმკვრივის გაზრდას $1 \cdot 10^4 - 1 \cdot 10^5 \text{ სმ}^{-2}$
2. ჰოლის ეფექტის მეთოდით შესწავლილია ლეგირებისა და თერმული დამუშავების გავლენა მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარების ელექტროფიზიკური პარამეტრებზე.
ნახვენებია, რომ იზოვალენტური გერმანიუმის კონცენტრაციის ცვლილება პრაქტიკულად გავლენას არ ახდენს საცდელი Si-Ge მონოკრისტალების ელექტროფიზიკურ თვისებებზე;
 - მოწვა ვაკუუმში 850°C ტემპერატურაზე 10 სთ-ის განმავლობაში იწვევს ლეგირებული Si-Ge მონოკრისტალების ელექტროგამტარობის უმნიშვნელო ზრდას, რაც Si-Ge მყარი ხსნარების სტრუქტურაში მალეღირებული ბორისა და დარიშხანის კონცენტრაციის ამადლებით აიხსნება.
3. შესწავლილია მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარების მიკროსისალე და ძვრის მოდული.
 - დადგენილია, რომ ბორისა და დარიშხანის დაბალი კონცენტრაციით ლეგირება ზრდის მიკროსისალის და ძვრის აბსოლუტური მოდულის სიდიდეებს;
 - ბორისა და დარიშხანის მაღალი კონცენტრაციით ლეგირებული მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარები ხასიათდებიან მიკროსისალისა და ძვრის აბსოლუტური მოდულის შემცირებული სიდიდებით;
 - გაანალიზებულია ლეგირებულ Si-Ge მონოკრისტალებში დისლოკაციების ძვრადობის ცვლილებები ელექტრული და დრეკადი წარმოშობის ძაბვების გავლენით.
4. შესწავლილია რხევების დაბალი სიხშირის დიაპაზონში (0,5-5,0 მკვ) მონოკრისტალური $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($0 < x \leq 0,05$) მყარი ხსნარების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ტემპერატურული სპექტრები.
 - გამოვლენილია წერტილოვანი დეფექტებისა და სხვადასხვა ტიპის დისლოკაციების მოძრაობით გამოწვეული რელაქსაციური შინაგანი ხახუნის მაქსიმუმები და განსაზღვრულია მათი აქტივაციის ენერჯისა და რხევების სიხშირის ფაქტორის სიდიდეები;
 - დადგენილია, რომ რელაქსაციური პროცესები 100 და 220°C ტემპერატურებზე განპირობებულია ბივაკანსიებისა და ვაკანსია-ჯანგბადის კომპლექსების მოძრაობით პერიოდული ძაბვის ველში;

- გამოვლენილია 400-800°C ინტერვალში რელაქსაციური და ჰისტერეზისული ტიპის შინაგანი ხახუნის პროცესების დისლოკაციური ბუნება.
5. წარმოდგენილია დისლოკაციების მოძრაობით განსაზღვრული რელაქსაციური პროცესების მიკროსკოპული მექანიზმები.
 - 450 და 540°C ტემპერატურებზე გამოვლენილი პროცესები განპირობებულია გეომეტრიული ღუნვების მოძრაობით 60-გრადუსიან კიდურ და ხრახნული ორიენტაციის დისლოკაციებზე;
 - რელაქსაციური პროცესები 600 და 680°C ტემპერატურებზე განპირობებულია წყვილი ღუნვების ჩასახვითა და მოძრაობით ხრახნული ორიენტაციისა და 60-გრადუსიან კიდურ დისლოკაციებზე.
 - ნაჩვენებია, რომ ბორითა და დარიშხანით ლეგირება ამცირებს დისლოკაციური წარმოშობის რელაქსაციური პროცესების აქტივაციურ მახასიათებლებს, რაც აიხსნება გაწყვეტილი ელექტრონული კავშირების გაჯერებითა და დისლოკაციების ძვრადობის გაზრდით;
 6. განსაზღვრულია სხვადასხვა დისლოკაციებზე გეომეტრიული და წყვილი ღუნვების მოძრაობის აქტივაციის ენერჯიის ელექტრონული მდგენელების სიდიდეები.
 7. განსაზღვრულია ხრახნულ და 60-გრადუსიან კიდურ დისლოკაციებზე წყვილი ღუნვების ნახევარგანისა და პაიერლსის ძაბვის სიდიდეები.
 8. შესწავლილია ამპლიტუდური დეფორმაციის $5 \cdot 10^{-5}$ - $1 \cdot 10^{-2}$ დიაპაზონში მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარების შინაგანი ხახუნისა და ძვრის მოდულის ამპლიტუდური დამოკიდებულება.
 - განსაზღვრულია სუსტი და ძლიერი დაბრკოლებებისაგან დისლოკაციების მოწყვეტის ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული მნიშვნელობები;
 - დადგენილია სხვადასხვა სახის ზემოქმედების (ლეგირება, თერმული დამუშავება, ციკლური დეფორმაცია) გავლენით ამპლიტუდური დეფორმაციის კრიტიკული მნიშვნელობების ცვლილებების კანონზომიერებანი;
 9. განსაზღვრულია სხვადასხვა სტრუქტურულ მდგომარეობაში მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარების დისლოკაციური დრეკადობის ზღვრის სიდიდეები.
 10. ფიზიკურ-მექანიკური თვისებების დადგენილი კანონზომიერებანი შესაძლებელია გამოყენებულ იყოს მონოკრისტალური Si-Ge მყარი ხსნარების ფუძეზე ახალი ფუნქციონალური მოწყობილობებისა და ხელსაწყოების შესაქმნელად.

დისერტაციის ძირითადი შედეგები გამოქვეყნებულია შემდეგ შრომებში:

1. Никурадзе Д., Курашвили И., Саная Е., Дзулиашвили Т. Физико-механические свойства монокристаллического кремния, легированного бором. სტუ-ს შრომები, 2006, №2 (456), 9-12.
2. Джанелидзе А., Курашвили И., Бадзошвили Т., Габричидзе Л., Бадзошвили В. Влияние деформации изгибом на электрические и механические свойства монокристаллического кремния. Проблемы металлургии, сварки и материаловедения. 2006, №1 (11), 34-39.
3. Курашвили И., Бокучава Г., Габричидзе Л., Саная Е., Бадзошвили В., Мхеидзе Т., Дарсавелидзе Г. Дислокационная неупругость монокристаллического сплава $Si_{0,98}Ge_{0,02}$ легированного мышьяком. Проблемы металлургии, сварки и материаловедения. 2007, №1, (15), 21-28.
4. Курашвили И., Бадзошвили В., Бараташвили И., Дарсавелидзе Г. Исследование физико-механических свойств сплава $Si_{99,99}Ge_{0,01}$ легированного бором. Проблемы металлургии, сварки и материаловедения. 2007, №4, (18), 3-8.
5. Джанелидзе А., Курашвили И., Арчуадзе Г., Эсиава Р., Джанелидзе Г., Дарсавелидзе Г. საქ. განბათ. მეცნ. აკად. “მოამბე”, 2007, №9, 330-336.
6. Дарсавелидзе Г., Мхеидзе Т., Курашвили И., Эсиава Р., Бокучава Г., Гулдамашвили А., Широков В. Влияние германия на физико-механические свойства монокристаллического кремния. Труды XVII межд. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению. 2006, Алушта, Крым, 100-101.
7. Kurashvili I., Bokuchava G., Mkhaidze T., Baratashvili I., Darsavelidze G. Inelastic Properties of the Monocrystalline Si-Ge Alloys. Bulletin of the Georgian National Academy of Sciences. 2007, V 175, N4, 62-65.
8. Дарсавелидзе Г., Мхеидзе Т., Курашвили И., Эсиава Р., Бокучава Г., Гулдамашвили А., Широков В. Влияние германия на физико-механические свойства монокристаллического кремния. Сборник «Новые технологии в машиностроении». Харьков, 2007, №3 (50), 73-77.

გამოყენებული ლიტერატურის ნუსხა:

1. Hornsrtta J., Dislocation in the Diamond Lattice. *J.Phys. Chem. Solids.*, 195., 5,1/2, 129-141.
2. Хирт Дж., Лоте И., Теория дислокаций М.: Атомизд, 1972, 564 с.
3. Фридель Ж. Дислокаций, М.: «Мир», 1967, 643с.
4. Kohn J.A. Twinning in Diamond-Type Structures: High-Order Twinning in Silicon. *Amer. Mineralogist*, 1956, 41, 9/10, 778-784.
5. Родес Р.С. Несовершенства и активные центры в полупроводниках, М., «Металлургия», 1968, 372 с.
6. Мильвидский И.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. М.: Металлургия. 1984. 256с.
7. Рейви К.В. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии М.: Мир, 1984, 472с.
8. Концевой Ю.А., Литвинов Ю.М., Фаттахов Э.А. Пластичность и прочность полупроводниковых материалов и структур. М.: Радио и связь, 1982, 240с.
9. Сергеев В.С., Кузнецов О.А., Захаров Н.П. Напряжения и деформаций в элементах микросхем М., Радио и связь, 1987, 88с.
10. Chaudhury A.R., Patel J.R., Rubin L.G. Velocities of Dislocations in Germanium and other Semiconductor Crystals *J. Appl. Phys.* 1962, 33, 9, 2736-2746.
11. Kabler M.U. Dislocation mobility in germanium, *Phys. Rev.*, 1963, 131, 1, 54-58.
12. Cell V. Kabler M.U. Ninomiya T. Theory of dislocation mobility in semiconductors. *Phys. Rev.*, 1963, 131, 1, 58-72.
13. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в кремний, содержащем примеси замещения и внедрения. *ФТТ*. 1971,13, 1, 146-151.
14. Ерофеев В.Н., Никитенко В.И. Скорость движения индивидуальных дислокаций в монокристаллах германия, *ФТТ*, 1971,13, 1, 300-301.
15. Ерофеев В.Н. Никитенко В.И. Сопоставление экспериментальных данных и теории подвижности дислокаций в кремний. *ЖЭТФ*, 1971, 60, 5, 780-1786.
16. Никитенко В.И. Подвижность дислокаций в потенциальном рельефе Пайерсла, *Динамика дислокаций.*: Киев, 1975. 7-26 с.
17. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «Механизм движения дислокационных петель при пластической деформации совершенных монокристаллов» *ФТТ*, Т. 17. вып. 5.1975, 1333-1339.
18. Милевский Л.С., Смольский И.Л. «О механизме движения дислокаций в кристаллах со структурой алмаза». *ФТТ*, 1977, 19, 5, 1328-1332
19. Милевский Л.С., Чувиллин Ю.Н. Особенности движения сегментов дислокационных петель, образованных в объеме сильнолегированных монокристаллов кремния. *ФТТ*, 1980, 22,,9, 2633-2639.
20. Милевский Л.С., Чувиллин Ю.Н. . Влияние напряжения на плотность источников и на подвижность сегментов дислокаций в кремнии. *ФТТ*, 1980, 22, 4, 1184-1186.
21. Lothe I. Hirth I.P. Dislocation Dynamics at Low Temperatures. *Phys. Re*, 1959. 115, N3, 543-550.
22. Робин В.В. Орлов А.Н. Теория подвижности дислокаций в диапазоне малых скоростей. *ФТТ*, 1969, 11, 11, 3251-3259.
23. Казанцев А.Й. Покровский В.Л. Подвижность дислокаций в решетке с большим рельефом Пайерлса. *ЖЭТФ*, 1970, 58, №2, 677-682.
24. Labusen R. Berochauna des paiersla potentials in Diamontgitter , *Phys. Stat. Solid.* 1965,10, 2, 645-657.

25. Cell V., Kalber M., Ninomiya T., Thomson R. Theory of Dislocation Mobility in Semiconductors. *Phys. Rev.*, 1963, 131, 58-63.
26. Петухов Б.В., О влиянии точечных дефектов на подвижность дислокаций в кристаллах с высоким барьером Пайерлса. *ФТТ*, 1971, 13, 5, 1445-1449.
27. Petukhov B.V. Peculiarities of dislocation motion in heavily doped Silicon *Sov. Phys. Solid State*, 30, 1988, 1669-1173
28. V.M. Vinokur Oxygen precipitation and generation of dislocations in *Silicon J. de Physique (Paris)*, 47. 1986, 1425
29. Farber B.Y., Iunin Y.L., Nikitenko V.I. Experimental study of the double kink formation kinetics and kink mobility on the dislocation line in Si single crystals. *Phys. Stat. Sol. (a)*, 1986, 97, 469-478.
30. Iunin Y.L., Nikitenko V.I., Orlov V.I., Petukhov B.V., Experimental Study of Anomalous Dislocation Kinks Drift in Germanium Single Crystals. *Solid State Phenomena*, 1993, 32/33, 333-339
31. Iunin Y.L., Nikitenko V.I. Dislocation Kink Dynamics in Crystal with Deep Potential Relief. *Phys. Stat. Sol (a)* 171, 1999, 17-26.
32. Imai M., Sumino K., Dislocation -oxygen impurities Atoms Interaction Blocking Effect in Silicon. *Phil. Mag., A* 47, 1983, 599-608.
33. Hull R., Bean J.C., Dislocation kink- mobility Study in SiGe alloys. *Crit. Rev. Solid. State Mather. Sci.* 17, 1992, 507-510
34. Kerstin K., Roberts S.G. Influence of Germanium concentration on Kink Motion in Si-Ge bulk *Crystals Philosophical magazine letters* 74, 1996, 67-70
35. Abrosimov N.V., Rossolenko S.N., Alex V., Gerhardt A, Schroder W. Single crystal growth of $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ by the Czochralski Technique. *Crystal Growth* 1996, 166, 657-663
36. Abrosimov N.V., Alex V., Dyachenko D.V., Iunin Y.L., Nikitenko N.I., Orlov V.I., Rossolenko S.N., Shroder W., Dislocation and Kink Motion in the Bulk Si-Ge Alloy Single Crystals, *Matherials Science and Engineering. A* , 1997, 234-236, 735-738.
37. Yonenaga I., Taishi T., Huang X., Hoshikawa K., Dislocation-impurity interaction in Czochalski-grown Si heavily doped with B and Ge, *Cryst. Growth*, 2005, 275, 501-505.
38. Yonenaga I., Taishi T., Huang X., Hoshikawa K., X-ray topographic observation of dislocation generation at the seed/crystal interface of Czochralski-grown Si highly doped with B impurity. *Mater. Sci. Eng., B*, 2002, 91-92, 192-195
39. Philips I.C., Bonds and Bands in Semiconductors. Academic Press, New York, 1973, 22p.
40. Yonenaga I., Taishi T., Huang X., Hoshikawa K. Dynamic characteristics of dislocations in highly boron-doped silicon *J. Appl. Phys*, 2001, 89, 5788-5792
41. Yonenaga I. Dislocation-Impurity Interaction in Silicon. *Solid State Phenomena* 2004, 95-96, 423-433.
42. Yonenaga I., Investigation of Dislocation Velocity in Ge-Si Crystals . *Mather. Sci. Mater. Electronics*, 10, 1999, 329-331
43. Петухов Б.В., О пороговых напряжениях при движении дислокаций в примесных полупроводниках, *ФТТ*, 2007, 41, 6, 645-650.
44. Sumino K., Dislocation-Impurity Interaction in Si and GaAs/In: Defects in Crystals, Editor E.Mizera. World Scientific, Singapur, London, Hong Kong, 1988, 135-152.

45. Ерофеева С.А., Осиньян Ю.А., Подвижность дислокации в полупроводниковых кристаллах типа A^3B^5/V -кн.: Динамика дислокации, Киев, Наукова Думка, 1975, 26-30 с.
46. Yonenaga I. and Sumino K. Dislocation Velocity in GeSi Alloy. *App. Phys. Lett*, 1996, 69, 9, 1264-1266.
47. Yonenaga I.. Czochralski Growth of Impurity Doped Crystals of GeSi Alloys. *Crystal Growth 2001*, 226, 47-51.
48. Кекуа М.Г., Дарсавелидзе Г.Ш., Пагава М.О.. Радиальная однородность кристалла твердого раствора $Si_{0,98}Ge_{0,02}$. *Неорганические материалы*, 1999, 35, 1, 10-12.
49. E.K. Kamornik, E.D. Nensberg, G.V. Nikitina, A.G. Orlov, V.N. Romanenko. Study of cristallization processes of GeSi alloys. *Inorg. Mater.* 1968, 4, 667-672.
50. Zungenberg N.R., Fage-padersen I., Yansen I.L., Larsen A.N. Boron and Phosphorus Diffusion in Strained and Relaxed Si and SiGe *Appl. Phys.*, 2003, 94, 3883-3890.
51. Bang I., Kim H., Kang I., Lee W.J., Chang K.I., Chemical Bonding Effect of Ge Atoms on B dissusion in Si. *Phys. Rev. B*, 76, 2007, 064118-064120
52. Bang I., Kim H., Kang I., Lee W.J., Chang K.I., Retardation of Boron Diffusion in SiGe Alloy, *Physica B*, 2007, 08145-08149.
53. Yonenaga I., Ayuzava T., Segregation Coefficients of Various dopants in Si_xGe_{1-x} ($0,93 < x < 0,96$) single crystals, *Crystal Growth*, 2006, 297, 14-19.
54. Yonenaga I., Growth and Fundametal Properties of Si-Ge Bulk Crystals, *Crystal Growth 2005*, 275, 91-98.
55. Yonenaga I., Matsui A, Tazava S., Sumino K., Fukuda T., Czochralski growth of $Ge_{1-x}Si_x$ alloy crystals. *Crystal Growth*, 1995, 154, 275-280.
56. Yonenaga I., Nonaka M., Czochralski Growth of Bulk Crystals of $Ge_{1-x}Si_x$ Alloys: II. Si-rich Alloys. *Crystal Growth*, 1998,191, 393-398.
57. Антипов С.А., Дрожжин А.И., Рошупкин А.М., Релаксационные явления в нитевидных кристаллах полупроводников, Воронеж: Издательство воронежского Университета, 1987, 192с.
58. Yonenaga I., Czochralski growth of Ge-Si bulk alloy crystal. *Crystal Growth 1999*, 198-199, 404-408.
59. Tiller W.A., Jakson K.A., Rutter J.W., Chalmers B., Local strain relaxation in Czochralski-grown GeSi bulk alloys. *Acta Metall.* 1, 1953, 428-435.
60. Matsui A., Yonenaga I., Sumino K., Czochralski growth of bulk crystals of $Ge_{1-x}Si_x$ alloys, *Crystal Growth*, 1998, 183, 109-116.
61. Stenkamp D., Joger W. Investigation of Energetic Characteristics of Partial Dislocation in Si-Ge alloy. *Phil. Mag. A65*, 1992, 1369-1372.
62. Schilz J., Romanenko V.N. Study of Growth Velocity of Si-Ge Bulk Crystals. *Mater. Sci*, 6, 1995, 265-270
63. Karthaus E., Dohlen A., Wenzl H., Growth of Si-Ge bulk crystals. *Crystal Growth*, 1991, v.148, 1410-1418/
64. Dohlen A., Faltah A., Hanke G., Karthaus E.. Bridgman and Czochralski growth of Ge-Si alloy crystals. *Cryst. Res. Technol.* 29, 1994, 187-188.
65. Dold P., Barz A., Recha S., Pressel K., Franz M., Benz K.W., Czochralski growth of bulk crystals of $Ge_{1-x}Si_x$ alloys: II. Si-rich alloys *Crystal Growth 1998*, 192, 125-135.
66. Kamornik E.K., Nensberg E.D., Nikitina G.V., Orlov A.G., Romanenko V.N., Investigation of doping distribution by metallic elements in $Si_{0,15}Ge_{0,85}$ alloy. *Inorg. Mater.* 4, 1968, 667-670

67. Yonenaga I., Sakura M., Nonaka M., Ayuzawa T., Sluiter M.H.F., Kawazoe Y. Local strain relaxation in Czochralski-grown GeSi bulk alloys. *Physica B*, 2003, 340-342, 854-860.
68. Mchedlidze T.R., Yonenaga I., Impurity distribution study in monocrystalline GaInAs structure. *Mat. Res. Soc. Proc.* 442, 1997, 381-.
69. Ionenaga I, Fukita, Nonaka, M. *Physica B*, 2001, 308-310, , 539
70. Горин С.Н., Зайцева Г.В., Ткачева Т.М., Рентгенотопографическое исследование микродефектов в Ч легированного Ч . Свойства полупроводниковых материалов. М.: «Наука» 1996, 132-135.
71. Ionenaga I., Li.W.I., Auazawa T., and Goto T., Temperature dependence of electron and hole mobilities in heavily impurity-doped SiGe single crystals, *Appl. Phys*, 98, 2005, 06302-1-06302-4.
72. Rove D.M. Recent Developments in Thermoelectric Materials, *Applied Energy*, 1986, 24, 139-162.
73. Vandersande I.W., Wood Ch., Drapers S., Effect of high temperature annealing on the thermoelectric properties of GaP doped Si-Ge., *Mat. Res. Soc. Symp.Proc.*, 1987, 87, *Materials Research Society*, 347-352.
74. Gui-Ying Xu, Huawei Iang, Thermoelectric properties on n-type Si_{0.80}Ge_{0.20} with different dopants, In.: Proceedings of International Conference, Beijing, China, 2006, 272-276.
75. Wood Ch., Refractory semiconductors for high temperature thermoelectric energy conversion, In: *Mat. Res. Soc. Symp. Proc*, 1987,97, 335-346.
76. Никаноров С.И., Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука», 1985, 254 с.
77. А.А. Дургаян. Исследование динамики дислокаций при ультразвуком воздействий в кристаллах с различной природой связи. Автореферат докторской диссертации. Ереван. 1982, 39с
78. Дургарян А.А. Саканян М.С., Гардилян Р.С. Амплитудная зависимость поглощения ультразвука в кристаллах кремния. *ФТТ*, 1983, 25, 9, 2854-2856.
79. Дургарян А.А. Фамех М.А. Дислокационное поглощение ультразвука при высоких температурах в кристаллах кремния. *Изв. АН Арм.ССР, Физика*, 1976, 11, 2, 116-121.
80. Антипов С.А. Дрожжин А.И., Мишин И.В. Рошупкин А.М. Низкотемпературный дислокационный максимум внутрененного трения в нитевидных кристаллах кремния, *ЖТФ.*, 1987, 57, 12, 2382-2384.
81. Дургарян А.А., Фамех М.А. Дислокационное поглощение ультразвука при низких температурах в кристаллах кремния. *Изв. АН Арм ССР, Физика-1976*, 10,3 170-174
82. Антипов С.А., Дрожжин А.И., Рошупкин А.М. Аномальное поглощение в кремнии в диапазоне температур 300-700К, *ФТТ*, 1985, 27, 7, 2091-2094.
83. Александров Л.Н., Зотов М.И., Эдельман Ф.Л., Некоторые механизмы затухания волн в пластичеки деформированном кремнии. *ФТТ*. 1970, 12, 4, 1859-1860
84. Дрожжин А.И., Антипов С.А., Беликов А.М., Высокотемпературное затухание и микропластичность кремния, *ФТТ* 1982, 24, 4, 1223-1225
85. Gadaud P., Woirgard I. Etude de la mobilite des dislocations dans ke silicium monocrystallin par frottrment interieur haute temperature. *Revue Phys Appl.* 1988, 237 219-924
86. Дрожжин А.И., Антипов С.А., Мишин И.В. Федоров Ю.А. Амплитудная Зависимость и Фон внутреннего трения в нитевидных кристаллах кремния

- при температурах выше 200Кю В кн.: Внутреннее трение в исследовании металлов, сплавов и неметаллических материалов. М.: Наука, 1989, 223-226
87. Ермаков А.П., Старовиков М.И., Антипов С.А., Дрожжин А.И. Дислокационная структура деформированных изгибом нитевидных кристаллов кремния. *Кристаллография*, 1989, -34, 2 512-516
 88. Беликов А.М., Дрожжин А.И., Антипов С.А., Релаксационный спектр циклически деформированных нитевидных кристаллов кремния, *Известия вузов . Физика*, 1983, 26, 7, 49-53
 89. Дургарян А.А., Саканян М.С., Гардилян Р.С., Амплитудная зависимость поглощения ультразвука в легированного кремния. *ФТТ*, 1981, 15, 8, 2412-2418
 90. Антипов С.А., Батаронов И.Л., Дрожжин А.И., Мишин И.В. Рошупкин А.М. О механизме низкотемпературных пиков внутреннего трения в нитевидных кристаллах кремния. *ФТТ*, 1989, 31, 9, 162-169
 91. Орлов А.И., Зонштайн Е.М., О структуре перегибов и ступенек на дислокациях в решетке германия. *Кристаллография*, 1967, 12, 5, 951-953
 92. Нацик В.Д. Квантовое движение дислокаций через локальные барьеры, *ФНТ*, 1979, 5, 4, 400-414
 93. Фридель Ж. Дислокаций, М.: «Мир», 1967, 625с.
 94. Шведов Е. А., Ашмарин Г.М., Внутреннее трение поликристаллического кремния, В кн.: Механизмы релаксационных явлений в твердых телах. Каунас: КПИ, 1974, 183-185
 95. Щведов Е. А., Ашмарин Г.М., Некоторые особенности внутреннего трения поликристаллического кремния. В кн.: Механизмы внутреннео трения поликристаллического кремния. М.: Наука, 1976, с.52-54
 96. Бармин Ю.В. Внутреннее трение и модуль упругости аморфного кремния. В кн.: Внутреннее трение в исследовании металлов, сплавов и неметаллических материалов. М.: Наука, 1989, с.263-269
 97. Зегер А., Шиллер П. Перегибы на дислокациях и их влияние на внутреннее трение в кристаллах. В кн.: Физическая акустика, том III, часть А, М.: «МИР», 1969, 428-579.
 98. Александров Н. Л., Зотов М.И.. Дефекты и внутреннее трение в полупроводниках. Новосибирск. 1978, 168с.
 99. Александров Л.Н., Зотов М.И., Сурин Б.П.. Исследование нестабильных дефектов методом внутреннего трения. В кн.: Внутреннее трение в исследовании металлов, сплавов и неметаллических материалов. М.: «Наука», 1989, 35-38.
 100. Векилов Ю.Х., Кадышевич А.Е., Красильников О.М.. Роль продольных и поперечных фононов в температурной зависимости упругих постоянных и поглощении звука. В кн.: Механизмы внутреннего трения в полупроводниковых и металлических материалах. М.: «Наука», 1972, 17-22.
 101. Смит. Р. Полупроводники. М.: ИЛ, 1962, 327с.
 102. Keller K.R. Ultrasonic Attenuation in Ge—Si Alloys. *J.Appl. Prus.* 38, 1967, 3 777-38.
 103. Shukla V., Rowe D.M. Precipitation of Boron from Si-Gr alloy., *Phys.Stat. Sol (a)*, 66, 1981, 243-248.
 104. Мухранели Т.З., Габричидзе Л.Л., Кекуа М.Г., Дарсавелидзе Г.Ш., Харченко А.А., Низкочастотное внутреннее трение в сплаве Si_{0.85}Ge_{0.15}. Сообщения АН ГССР, 1988, 131, 3, 565-568.

105. Дарсавелидзе Г.Ш., Мухранели Т.З., Циминтия М.С. Амплитудная зависимость внутреннего трения в сплавах системы Si-Ge на основе кремния, *Доклады VIII координационного совещания кремний-германий (Ташкент, Ноябрь 1991г) Ташкент: Фан, 1991, 27-30.*
106. Rowe D.M. Recent Developments in Thermoelectric materials. *Applied Energy*, 1986,24,139-162.
107. Пшеничников Ю.П. Выявление тонкой структуры кристаллов. М.; *Металлургия*, 1974, 600с.
108. Специальный практикум по полупроводниковым приборам. Ред. Шалимова К.В. Москва, Ленинград, 1962, 304 с.
109. Дондик И.Г. Механические испытания металлов. Киев, 1962, 227с.
110. Постников В.С. Внутреннее трение металлов. М.: *Металлургия*, 1974, 370с.
111. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов, . М.: *Металлургия*, 1978, 380с.
112. Горбачева Н.И., Курбаков А.И., Рубинова Э.Э., Трунов В.А., Туровский Б.М., Влияние дефектообразования на электрофизические свойства кремния, легированного изовалентной примесью германия. *Неорганические Материалы*, 1989, 24, 11,1124-1131.
113. Горбачева Н.И., Курбаков А.И., Мильвидский М.Г., Рубинова Э.Э., Трунов В.А., Туровский Б.М., Структурное несовершенство монокристаллического кремния легированного германием. *Кристаллография*, 1986, 31,3,994-996.
114. Земсков В.М., Глазов В.С., Физико-химические основы легирования полупроводников М.: « Наука» 1967, 371с.
115. Кекуа М.Г., Э.В. Хуцишвили, Твердые растворы полупроводниковой системы, Тбилиси, « Мецниереба», 1985, 175
116. გერასიმოვი ა. ნახევარგამტარული ხელსაწყოების შექმნის დაბალტემპერატურული ტექნოლოგიის საფუძვლები. *ობიექტი, უნივერსიტეტის გამომცემლობა*, 2005, 236.
117. Герасимов А.Б. Чирадзе Г.Д. Кутивадзе Н.Г., Бибилашвили А.П., Бохочадзе З.Г., К механизму остаточного фотомеханического эффекта. *ФТТ*, 2000, 42, 4, 683-684.
118. Вальковская М.И., Пушкаш Б.М., Марончук Э.Е., Пластичность и микротвердость. Кишинев, «Штиинца», 1984, 108с.
119. Wang C.C., Alexander H.A., Microhardness of Si-Ge system alloys, *Acta Metallurgica*, 1955,15, 516-519
120. Жданова В.В., Кекуа М.Г., Самадашвили Т.Г. Исследование теплового расширения сплавов системы Si-Ge, *Неорганические материалы*, 1967, 7, 1279-1281.
121. Кекуа М.Г., Э.В. Хуцишвили, Исследование микротвердости сплавов системы германий-кремний. *Неорганические материалы*, 1967, 7, 1166-1169.
122. Шмытько Н.М., Изотов А.Н., Афоникова Н.С., Виейра С., Рубко Г. Фазовые переходы в монокристаллах кремния, обусловленные ориентированной пластической деформацией. *ФТТ*, 1998, том 40, №4, 476-749.
123. Олейничик-Лысюк А.В., Бешлей Н.П., Фодчук И.М. О влиянии реальной поверхности монокристаллического Si на низкочастотное внутреннее трение и поведение эффективного модуля сдвига.
124. Олейничик-Лысюк А.В., Гуцуляк В.И., Фодчук И.М. О природе температурного гистерезиса модуля сдвига в монокристаллическом кремнии. *ФТП*, 2005 том 39 вып. 7 769-771.

125. Никурадзе Д., Курашвили И., Саная Э., Дзулиашвили Т. Физико-механические свойства монокристаллического кремния, легированного бором. *სტუ-ს შრომები*, 2006, №2 (456), 100-1007.
126. Джанелидзе А., Курашвили И., Бадзошвили Т., Габричидзе Л., Бадзошвили В. Влияние деформации изгибом на электрические и механические свойства монокристаллического кремния. *Проблемы металлургии, сварки и материало введения*. 2006, №1 (11), 34-39.
127. Курашвили И., Бокучава Г., Габричидзе Л., Саная Е., Бадзошвили В., Мхеидзе Т., Дарсавелидзе Г. Дислокационная неупругость монокристаллического сплава $Si_{0,98}Ge_{0,02}$ легированного мышьяком. *Проблемы металлургии, сварки и материаловедения*. 2007, №1, (15), 21-28.
128. Курашвили И., Бадзошвили В, Бараташвили И., Дарсавелидзе Г. Исследование физико-механических свойств сплава $Si_{99,99}Ge_{0,01}$ легированного бором *Проблемы металлургии, сварки и материаловедения*. 2007, №4, (18), 3-8.
129. Джанелидзе А., Курашвили И., Арчуадзе Г., Эсиава Р., Джанелидзе Г., Дарсавелидзе Г. *საქ. უბნთ. მეცბ. საზღ. "მეცბე"*, 2007, №9, 330-336.
130. Дарсавелидзе Г., Мхеидзе Т., Курашвили И., Эсиава Р., Бокучава Г., Гулдамашвили А., Широков Б. Влияние германия на физико-механические свойства монокристаллического кремния. *Труды XVII межд. конф. по физике радиационных явлении и радиационному материаловедению*. 2006, Алушта, Крым, 100-101.
131. Kurashvili I., Bokuchava G., Mkhaidze T. Baratashvili I., Darsavelidze G. Inelastic Properties of the Monocrystalline Si-Ge Alloys. *Bulletin of the Georgian National Academy of Sciences*. 2007, V 175, N4, 62-65.
132. Дарсавелидзе Г., Мхеидзе Т., Курашвили И., Эсиава Р., Бокучава Г., Гулдамашвили А., Широков В. Влияние германия на физико-механические свойства монокристаллического кремния. *Сборник «Новые технологии в машиностроении»*. Харьков, 2007, №3 (50), 73-77.
133. Александров Л.И., Зотов М.И., Стась В.Ф., Сурин Б.П. Исследование радиационных дефектов в кремнии, облученном нейтронами. *ФТП.*, 1984, том18, №1, 72-75.
134. Sumino K., Sato M. In-situ observations of dislocation processes during high temperature deformation of silicon crystals. *J. Kristall and Techik*. 1979, n.14, #11, 1343-1350.
135. . Антипов С.А., Белявский В.И., Дрожжин. Дислокационное внутреннее трение в нитевидных кристаллах кремния. *ФТГ.*, 1982, том 246 №11. 3268-3272.
136. Ниблет Д. Пик Бордони в г.ц.к. металлах. В кн: *Физическая акустика*, том III, часть А, М.: «МИР», 1969, 99-148.